



**YÜKSEK SICAKLIK, YAŞLANDIRMA VE  
KRİYOJENİK KOŞULLARIN NİKEL-TİTANYUM  
ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN MEKANİK  
ÖZELLİKLERİNE VE FAZ DÖNÜŞÜM  
SICAKLIKLARINA ETKİSİ**

**Sedat GÜVEN**

**2020  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA**

**YÜKSEK SICAKLIK, YAŞLANDIRMA VE KRİYOJENİK KOŞULLARIN  
NİKEL-TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN MEKANİK  
ÖZELLİKLERİNE VE FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARINA ETKİSİ**

**Sedat GÜVEN**

**T.C.  
Karabük Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü  
Makine Mühendisliği Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA**

**KARABÜK  
Ağustos 2020**

Sedat GÜVEN tarafından hazırlanan “YÜKSEK SICAKLIK, YAŞLANDIRMA VE KRIYOJENİK KOŞULLARIN NİKEL-TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE VE FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARINA ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA .....

Tez Danışmanı, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 06/08/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA ( KBÜ ) .....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Abdullah UĞUR ( KBÜ ) .....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Yüksel AKINAY ( Van 100. Yıl Üni. ) .....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ .....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Sedat GÜVEN

## ÖZET

**Yüksek Lisans Tezi**

### **YÜKSEK SICAKLIK, YAŞLANDIRMA VE KRİYOJENİK KOŞULLARIN NİKEL-TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE VE FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARINA ETKİSİ**

**Sedat GÜVEN**

**Karabük Üniversitesi**

**Lisansüstü Eğitim Enstitüsü**

**Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA**

**Ağustos 2020, 93 sayfa**

Bu çalışmada; yüzeyi elektro polisaj ile parlatılmış, süper elastik özellik sergileyen Nikel-Titanyum (NiTi) Şekil Hafızalı Alaşım (ŞHA) tellerin iki farklı ortam sıcaklığında uygulanan gerilmeler sonrası mekanik özelliklerinde meydana gelen deformasyonlar araştırılmıştır. Çalışmada, süper elastik NiTi ŞHA'ların iki farklı ortam sıcaklığında mekanik yüklemeler ile kopması sırasında oluşan element kompozisyonundaki değişimler, mikro çatlaklar, çekme ve akma dayanımındaki değişimler gibi mekanik özellikleri olumsuz etkileyen oluşumların tespit edilmesi amaçlanmıştır. Deneysel çalışmada; medikal endüstrisinde yaygın olarak kullanılan süper elastik NiTi ŞHA tel numuneler kullanılmış, çekme testi ile tel numuneler mekanik yüklemelere maruz bırakılmıştır. Çekme testi deneyleri öncesinde 200 mm uzunluk ve Ø2 mm çapında 6 adet deney numunesi hazırlanmıştır. Deney numuneleri kriyojenik (-35 °C'de 3 saat) ve yaşlandırma (800 °C'de 30 dak.) ısıl işlemi

uygulanma-uygulanmama durumları ile çekme testinin gerçekleştirildiği ortam sıcaklığına bağlı olarak 6 farklı grupta değerlendirilmiştir. Deneyler; sabit çekme hızı (5 mm/dak) ve iki farklı çekme testi sıcaklığında (23 ve 140 °C) gerçekleştirilmiştir. Deney numunelerine çekme testi öncesi ve sonrasında gerilme kaynaklı element kompozisyonundaki değişimlerin tespit edilebilmesi için enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) cihazı ile element analizi yapılmıştır.

Süper elastik NiTi ŞHA'ların çekme testi sonrasında kopma bölgelerinde meydana gelen element kompozisyonundaki değişimler, kırılma modelleri, çatlak oluşumları ve mekanik özelliklerdeki meydana gelen değişimler analiz edilmiştir. Meydana gelen deformasyonların analizi, elektron taramalı mikroskop (SEM) ve EDS cihazı kullanılarak yapılmıştır. En yüksek akma (409.8 MPa) ve çekme (1024.9 MPa) gerilmesi değerleri, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış, çekme testi oda sıcaklığında gerçekleştirilmiş numunelerde elde edilmiştir. En düşük akma gerilmesi değeri (161.05 MPa) kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işleminin uygulandığı, oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testi sonucu, en düşük çekme gerilmesi değeri (737.3 MPa) ise yalnızca yaşlandırma ısıl işleminin uygulandığı, 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen çekme testi sonucunda elde edilmiştir. Düşük akma ve çekme gerilmesinin görüldüğü numune yüzeylerinden alınan SEM ve EDS görüntülerinde, Ni ve Ti faz oranlarında düşüşlerin meydana geldiği, numune yüzeylerinde Karbon (C) ve Demir (Fe) elementleri görülmüştür. Çekme testi sonuçları ele alındığında, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış, çekme testi 140 °C'de gerçekleştirilmiş numunede Ni ve Ti fazlarında gerilme kaynaklı değişimlerin en az düzeyde olduğu ve mekanik özelliklerin diğer çekme koşullarına oranla daha az etkilendiği sonucuna varılmıştır.

**Anahtar Sözcükler :** Akıllı malzemeler, şekil hafızalı alaşımlar, mekanik özellikler, akma ve çekme gerilmesi

**Bilim Kodu :** 91421

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

# **THE EFFECT OF HIGH TEMPERATURE, AGING AND CRYOGENIC CONDITIONS ON MECHANICAL PROPERTIES AND PHASE TRANSFORMATION TEMPERATURES OF NICKEL-TITANIUM SHAPE MEMORY ALLOYS**

**Sedat GÜVEN**

**Karabük University  
Institute of Graduate Programs  
Department of Mechanical Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA**

**August 2020, 93 pages**

In this study; The deformations in the mechanical properties of Nickel-Titanium (NiTi) Shape Memory Alloy (UHA) wires, whose surface has been polished by electro polishing and exhibiting super elastic properties after the stresses applied at two different ambient temperatures have been investigated. In the study, it is aimed to determine the formations that adversely affect the mechanical properties such as changes in the composition of the elements, micro cracks, changes in tensile and yield strength that occur during the rupture of super elastic NiTi SHAs with mechanical loads at two different ambient temperatures. In the experimental study; Super elastic NiTi SHA wire specimens, which are widely used in the medical industry, were used, and the wire specimens were subjected to mechanical loads by tensile testing. Before the tensile tests, 6 test specimens of 200 mm length and Ø2 mm diameter were

prepared. The test samples were evaluated in 6 different groups depending on the conditions of cryogenic (3 hours at -35 °C) and aging (30 minutes at 800 °C) heat treatment applied-not applied and the ambient temperature where the tensile test was carried out. Experiments; It was performed at constant pulling speed (5 mm / min) and two different tensile test temperatures (23 and 140 °C). Elemental analysis was performed with Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) device in order to detect the changes in the composition of the elements due to stress before and after the tensile test.

The changes in the element composition, fracture patterns, crack formation and changes in mechanical properties after the tensile test of the super elastic NiTi SHAs were analyzed. Analysis of the deformations that occurred was made using a Scanning Electron Microscope (SEM) and EDS device. The highest yield (409.8 MPa) and tensile (1024.9 MPa) stress values were obtained in samples that were not applied cryogenic and aging heat treatment and whose tensile test was performed at room temperature. The lowest yield stress value (161.05 MPa) was obtained as a result of the tensile test performed at room temperature, where cryogenic and aging heat treatment was applied, and the lowest tensile stress value (737.3 MPa) was obtained as a result of the tensile test performed at 140 °C, where only the aging heat treatment was applied. In the SEM and EDS images taken from the sample surfaces where low yield and tensile stresses were observed, carbon (C) and Iron (Fe) elements were observed on the sample surfaces, where the Ni and Ti phase ratios decreased. When the tensile test results were taken into consideration, it was concluded that the stress-induced changes in the Ni and Ti phases occurred at least in the sample, whose cryogenic and aging heat treatment was not applied, the tensile test was performed at 140 °C, and the mechanical properties were less affected than other tensile conditions.

**Key Word** : Smart materials, shape memory alloys, mechanical properties, changes in the element composition

**Science Code** : 91421



## TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle alıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Hasan GÖKKAYA'ya sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Bu alıőmayı FYL-2020-2163 numaralı proje kapsamında finansal olarak destekleyen Karabük Üniversitesi Rektörlüğü'ne ve Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) Yönetim Koordinatörlüğü çalıőanlarına çok teşekkür ederim.

Sevgili aileme, maddi ve manevi hiğbir yardımı esirgemedi yanımdaydıkları için tüm kalbimle teşekkür ederim. Bu günlere gelmemde büyük emeği olan Aykut GÜVEN'e, Burak DEMİRARSLAN'a ve Öğr. Gör. Dr. Esra DEMİRARSLAN'a sonsuz sevgi ve őükranlarımı sunarım. Eğitim hayatımda engin bilgilerinden yararlandığım, bilgi ve deneyimlerini esirgemeyen sayın Dr. Öğr. Üyesi Elif MARIL ve Makine Yüksek Mühendisi Özgür ALKAÇ hocalarıma yardımlarından dolayı teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xvi
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
AKILLI MALZEMELER .....	4
2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	5
2.1.1. Şekil Hafıza Etkisi .....	6
2.1.2. Süperelastik Davranış .....	9
2.2. PİEZOELEKTRİK MALZEMELER.....	9
2.2.1. Piezoelektrik Seramikler.....	11
2.2.2. Piezoelektrik Polimerler .....	11
2.2.2. Piezoelektrik Kristaller .....	11
2.3. ŞEKİL HAFIZALI POLİMERLER .....	12
2.4. MAGNETOSTRİKTİF MALZEMELER .....	13
BÖLÜM 3 .....	16
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI .....	16
3.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARI İLE İLGİLİ ÇALIŞMALAR.....	17

3.2. NİKEL-TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ŞEKİLLENDİRİLMELERİNDE KULLANILAN GELENEKSEL VE MODERN İMALAT YÖNTEMLERİ İLE İLGİLİ ÇALIŞMALAR .....	34
3.3. LİTERATÜR ARAŞTIRMASININ GENEL DEĞERLENDİRİLMESİ .....	47
BÖLÜM 4 .....	49
MATERYAL VE METOD .....	49
4.1. DENEY NUMUNESİ .....	49
4.2. DENEY PARAMETRELERİNİN BELİRLENMESİ .....	50
4.3. ISIL İŞLEM.....	51
4.4. ÇEKME TESTİ .....	51
4.5. MİKRO YAPI GÖRÜNTÜLERİ.....	52
4.6. ENERJİ DAĞILIMLI SPEKTROMETRE (EDS).....	53
BÖLÜM 5 .....	54
BULGULAR VE TARTIŞMA .....	54
5.1. ÇEKME TESTİ .....	54
5.2. SEM (SCANNING ELECTRON MICROSCOPY) ANALİZİ İLE MİKRO YAPI İNCELENMESİ.....	64
5.3. EDS (ENERGY-DISPERSİVE SPECTROSCOPY) ANALİZİ İLE ELEMENT TANIMLAMA .....	71
BÖLÜM 6 .....	81
SONUÇLAR .....	81
KAYNAKLAR .....	83
ÖZGEÇMİŞ .....	93

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1.	Akıllı malzemelerin özellik değişimlerinde kullanılan uyarıların türleri ve akıllı malzemelerde gözlemlenen yanıtlar.....	4
Şekil 2.2.	ŞHA'larda fazlar, dönüşümler ve kristal yapılar .....	7
Şekil 2.3.	ŞHA'larda tek yönlü ŞHE, a) ŞHE gerilim-gerinim diyagramı, b) ŞHA'larda faz dönüşümleri sonrası artık gerilmelerin ortadan kaldırılması .....	8
Şekil 2.4.	ŞHA'larda çift yönlü ŞHE. ....	8
Şekil 2.5.	ŞHA'ların süperelastik davranışı. ....	9
Şekil 2.6.	Doğrudan ve dolaylı (ters) piezoelektrik etkiler .....	10
Şekil 2.7.	ŞHP'lerde tek yönlü şekil hafıza döngüsü.....	13
Şekil 2.8.	(a) Manyetik alan (H) tarafından üretilen Joule magnetostriksiyonunun voltaj uygulandığında selonoidten geçen akımla (i) orantı durumu ve (b) sinüzoidal olarak değiştirilerek elde edilen $\Delta L / L$ ve H eğrisi .....	15
Şekil 3.1.	Üç farklı soğutma koşulunda elde edilen dönüşüm sıcaklıkları .....	18
Şekil 3.2.	İki farklı uzunluktaki tel numunelerinin sıcaklık-zaman eğrisi.....	19
Şekil 3.3.	Referans ve kaynak yapılmış numunelerden XRD görüntüsü.....	20
Şekil 3.4.	Kaynak bölgesinde yapılan sertlik ölçüm değerleri.....	20
Şekil 3.5.	Üretimi gerçekleştirilen NiTi ŞHA gözenek yapılarının (a) optik mikroskop, (b) SEM görüntüleri.....	21
Şekil 3.6.	% bakır içeriğinin maksimum gerinim dönüşüm gerinimi ve gerilim histerezisine etkisi.....	22
Şekil 3.7.	Çeşitli kuvvet uygulamalarında faz dönüşüm sıcaklığı varyasyonları... ..	27
Şekil 3.8.	Elektro parlatma ve ısıtma işlem sonrası numunenin kesit alanı görüntüsü.. ..	28
Şekil 3.9.	Yorulma testi sonrasında malzemelerin (a) soğutma, (b) ısıtılmaları sırasında DSC analizleri.....	30
Şekil 3.10.	Isıtma işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin gerilme-zaman ile OCP eğrileri .....	31
Şekil 3.11.	$Cu_{50}Al_{50}Ni_x$ alaşımların elastisite değerleri .....	33
Şekil 3.12.	$Cu_{50}Al_{50}Ni_x$ alaşımların elektriksel direnç değerleri .....	33
Şekil 3.13.	İşlem parametrelerinin talaş kaldırma oranına etkisi .....	35

Şekil 3.14.	Kriyojenik ve kuru işleme koşullarında ilerleme hızının kesme kuvvetine etkisi .....	37
Şekil 3.15.	Tel erozyon tezgahı ile işlenmiş yüzeylerde elementlerin kantitatif EDS analizi.....	40
Şekil 3.16.	Kesme hızlarının takım aşınmasına etkisi .....	42
Şekil 3.17.	Dört farklı soğutma işleminde kesme hızlarının kesici takım çentik aşınmasına etkisini gösteren grafik.....	44
Şekil 3.18.	Dört farklı soğutma işleminde kesme hızlarının ŞHA numunesinin yüzey pürüzlülüğüne olan etkisini gösteren grafik .....	44
Şekil 3.19.	(a) $V= 12.5$ m/dak. kesme hızında kriyojenik ve (b) kuru işlemeden sonra, yüzey ve yüzey altı mikro yapıları gösteren kesit görünümü ....	45
Şekil 3.20.	İşleme parametrelerinin talaş kaldırma oranına ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi .....	46
Şekil 3.21.	Cu ve W-Cu elektrotların talaş kaldırma oranı, takım aşınması ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi.....	47
Şekil 3.22.	Akım değerlerinin talaş kaldırma oranına, takım aşınmasına ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi.....	47
Şekil 4.1.	Deneylerde kullanılan süper elastik NiTi ŞHA tel genel görüntüsü.....	50
Şekil 4.2.	Yaşlandırma ısıl işleminin gerçekleştirildiği Protherm marka ısıl işlem cihazı genel görüntüsü .....	51
Şekil 4.3.	Çekme testlerinin gerçekleştirildiği MTS 100 kN servohidrolik dinamik test cihazının genel görüntüsü.....	52
Şekil 4.4.	TESCAN / MAIA3 XMU marka SEM cihazı genel görüntüsü .....	53
Şekil 5.1.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış 1, 3 ve 5 numaralı numunelerden elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafiği. ....	55
Şekil 5.2.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2, 4 ve 6 numaralı numunelerden elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafiği. ....	56
Şekil 5.3.	Kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2 numaralı numuneye ait 8000x büyütmeli kırılma bölgesi SEM görüntüsü.....	57
Şekil 5.4.	a) çekme testi öncesi, b) çekme testi sonrası parlatılmamış ve c) çekme testi sonrası parlatılmış yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 6 numaralı numune yüzeyine ait elementel EDS analizi sonuçları.....	58
Şekil 5.5.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (2, 4, 6) ve uygulanmamış (1, 3, 5) numunelere ait çekme gerilmesi değerleri grafiği .....	59
Şekil 5.6.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (2, 4, 6) ve uygulanmamış (1, 3, 5) numunelere ait akma gerilmesi değerleri grafiği .....	59
Şekil 5.7.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış süper elastik NiTi ŞHA tel numunelere (2, 4, 6) ait gerilim-gerinim grafiği.....	61

Şekil 5.8.	Yaşlandırma ısı işlemi uygulanmamış süper elastik NiTi ŞHA tel numunelere (1, 3, 5) ait gerilim-gerinim grafiği.....	62
Şekil 5.9.	Çekme testi 140 °C'de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmamış (5) numuneye ait 200x büyütme SEM görüntüsü .....	63
Şekil 5.10.	Çekme testi oda sıcaklığında gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış süper elastik NiTi ŞHA tel numuneye (3) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü .....	64
Şekil 5.11.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış numuneye (3) ait a) ince taneli yapı, b) mikro çatlaklar ve c) düzlemsel kırılma bölgeleri SEM görüntüsü.....	65
Şekil 5.12.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısı işleminin uygulandığı süper elastik NiTi ŞHA numuneye (4) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.....	66
Şekil 5.13.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısı işlem uygulanmış numuneye (1) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü ..	67
Şekil 5.14.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısı işlem uygulanmış numuneye (1) ait kırılma bölgesinin 500x büyütme SEM görüntüsü .....	67
Şekil 5.15.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numuneye (2) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü .....	68
Şekil 5.16.	Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış numuneye (5) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü .....	69
Şekil 5.17.	Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numuneye (6) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü .	70
Şekil 5.18.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmamış numuneye (3) ait 1, 2 ve 3 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.....	71
Şekil 5.19.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmamış numunenin (3) çeşitli yüzey bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği .....	72
Şekil 5.20.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış (4) süper elastik NiTi ŞHA telin 4, 5 ve 6 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü .....	73
Şekil 5.21.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunenin (4) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.....	73

Şekil 5.22.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik işlem uygulanmış (1) süper elastik NiTi ŞHA telin 7, 8 ve 9 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.....	74
Şekil 5.23.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik işlem uygulanmış (1) numunenin çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği .....	75
Şekil 5.24.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (2) süper elastik NiTi ŞHA telin 10, 11 ve 12 numaralı kırılma bölgelerinde 500x büyütme SEM görüntüsü .....	76
Şekil 5.25.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (2) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.....	76
Şekil 5.26.	Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (2) parlatma işlemi sonrası çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği .....	77
Şekil 5.27.	Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış (5) süper elastik NiTi ŞHA telin 13, 14 ve 15 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.....	78
Şekil 5.28.	Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış numunenin (5) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.....	78
Şekil 5.29.	Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlem uygulanmış (6) süper elastik NiTi ŞHA telin 16, 17, 18 ve 19 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü .....	79
Şekil 5.30.	Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlem uygulanmış numunenin (6) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği .....	80
Şekil 5.31.	Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlem uygulanmış numunenin (6) parlatma işlemi sonrası çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği .....	80

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 3.1. Çevrim parametreleri ve elde edilen yorulma ömrü değerleri .....	23
Çizelge 3.2. NiTi süperelastik tel numunelere uygulanan ısıl işlem parametreleri ...	25
Çizelge 3.3. Isıl işlem uygulanmış NiTi süperelastik tellerin dönüşüm gerilmeleri ve gerilme histerezis genişliği .....	26
Çizelge 3.4. Çeşitli varyasyonlarda uygulanan yüklerin malzemenin faz dönüşüm sıcaklıklarında etkisi .....	27
Çizelge 3.5. Farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan ısıl işlemler sonrası numunelerin mekanik test sonuçları .....	32
Çizelge 3.6. İşleme parametreleri ve seviyeleri .....	37
Çizelge 3.7. İşleme parametreleri ve seviyeleri. ....	38
Çizelge 3.8. İşleme parametreleri.....	41
Çizelge 4.1. Süper elastik NiTi ŞHA telin kimyasal kompozisyonu. ....	50
Çizelge 5.1. Süper elastik NiTi ŞHA numunelerin ısıl işlem durumuna ve çekme testinin gerçekleştirileceği ortam sıcaklığına bağlı deney grup numaralandırması.....	54
Çizelge 5.2. Süper elastik NiTi ŞHA numunelerin çekme testi sonrasında elde edilen mekanik özellik verileri. ....	55



## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Al	: alüminyum
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	: alüminyum oksit
A <sub>f</sub>	: östenit bitiş
A <sub>p</sub>	: talaş derinliği
A <sub>s</sub>	: östenit başlangıç
C	: karbon
Co	: kobalt
Cu	: bakır
F	: kuvvet
Fe	: demir
F <sub>z</sub>	: ilerleme oranı
H	: manyetik alan
Hv	: vickers sertliği
I	: akım
Kg	: kilogram
L	: uzunluk
ΔL	: toplam uzama
mm	: milimetre
μm	: mikron metre
MPa	: mega paskal
M <sub>f</sub>	: martenzit bitiş
M <sub>s</sub>	: martenzit başlangıç
N	: newton
N <sub>a</sub>	: çevrim
Ni	: nikel

$N_f$	: yorulma ömrü
pH	: ortamın asitlik veya bazlık derecesi
R	: sabit gerilim oranı
$R_a$	: ortalama yüzey pürüzlülüğü
$R_\epsilon$	: gerinim oranı
S	: zaman
T	: sıcaklık
Ti	: titanyum
W	: güç
$V_c$	: kesme hızı
Zn	: çinko
°	: derece
°C	: santigrat derece
$\epsilon$	: gerinme – birim uzama
$\sigma$	: gerilme
$\Delta\epsilon$	: toplam uzama
$\sigma_{maks.}$	: maksimum gerilme
$\epsilon_a$	: gerinim genliği
$\emptyset$	: çap (mm)
$\sigma_{1.c}^{A \rightarrow M}$	: ilk çevrimde üst dönüşüm gerilmesi
$\sigma_{N_f}^{A \rightarrow M}$	: son çevrimde üst dönüşüm gerilmesi
$\sigma_{hyst1.c}$	: ilk çevrimde gerilme histerezis genişliği
$\sigma_{hystN_f}$	: son çevrimde gerilme histerezis genişliği

## KISALTMALAR

ŞHA	: Şekil Hafızalı Alaşım
ŞHP	: Şekil Hafızalı Polimer
ŞHE	: Şekil Hafıza Etkisi
PZT	: Kurşun-Zirkonat-Tartanat
PVDF	: Polivinilidin Florür
XRD	: X-Ray Diffractometer (X-Işını Difraktometresi)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
DSC	: Differential Scanning Calorimetry (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)
EDS	: Energy-Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılımlı Spektroskopi)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu)
EA	: Elastic constants of Austenite (Östenit Elastikiyet Modülü)
EM	: Elastic constants of Martensite (Martenzit Elastikiyet Modülü)
OCP	: Open Circuit Potential (Açık Devre Potansiyeli)
CNC	: Computer Numerical Control (Bilgisayar Sayımlı Yönetim)
EEİ	: Elektro Erozyon ile İşleme
WEDM	: Wire Electric Discharge Machining (Tel Erozyon ile İşleme)
MQL	: Minimum Quantity Lubrication (Minimum Miktarda Yağlama)
TKM	: Talaş Kaldırma Miktarı
EDS	: Energy-Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılımlı Spektroskopi)
ANOM	: One-way Analysis of Means (Tek Yönlü Ortalamaların Analizi)
TiB <sub>2</sub>	: Titanyum Diborür
TiC	: Titanyum Karbür
TiO <sub>2</sub>	: Titanyum Dioksit
NiTi	: Nikel-Titanyum
CoNiAl	: Kobalt-Nikel-Alüminyum
ZnCuAl	: Çinko-Bakır-Alüminyum
SE	: Süper Elastisite

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Teknolojik gelişmelere bağlı olarak ileri malzemelere olan ihtiyaç gün geçtikçe artmakta ve bu alanın en önemli temsilcilerinden olan akıllı malzemelerin kullanım alanları yaygınlaşmaktadır. Dışarıdan bir etkiyle özelliklerinde değişimler meydana gelen akıllı malzemeler, ileri teknolojilerin geliştirilmesi konusunda bilim insanlarına yeni bakış açıları kazandırmaktadır. Işık, ısı ya da nem gibi bir dış etkiyle eğilen, kıvrılan, genişleyen ya da daralan akıllı malzemeler üzerine son yıllarda yoğun araştırmalar yapılmaktadır (Sarıgül, 2015). Akıllı malzemelerin çok farklı etki ve tepkiler sergiliyor olması, çeşitli kullanım alanlarında geliştirilen ürünlerinin kullanımlarını artırmaktadır.

Her biri çeşitli yüksek teknoloji ve günlük uygulamalarda kullanılabilen, belirli özellikler sergileyen birçok akıllı malzeme grubu bulunmaktadır. Bunlar; Şekil Hafızalı Alaşım (ŞHA), Şekil Hafızalı Polimerler (ŞHP), piezoelektrik ve magnetostriktif malzemelerdir.

ŞHA'lar, uygun ısı ve mekaniksel prosedürlere maruz kaldığında önceden tanımlı şekil veya boyutuna geri dönebilen malzemelerdir. Bu malzeme grubu kendi içerisinde Şekil Hafıza Etkisi (ŞHE) ve süperelastik olmak üzere iki farklı davranış sergilemektedir. ŞHA'lar, otomotiv (Bellini ve arkadaşları, 2009), havacılık ve uzay sektörü (Hartl ve Lagoudas, 2007) ile medikal endüstrisinde (Dai ve Ning, 2016) sıkça kullanılmakta, bununla birlikte inşaat ve giyim (Menna ve arkadaşları, 2015) gibi sektörlerde de son yıllarda kullanımları artmaktadır.

Piezoelektrik malzemeler, elektrik sinyallerini mekanik enerjiye ve ya tam tersi olan mekanik enerjiyi elektrik sinyallerine dönüştürebilen malzemelerdir. Bu yeteneklerinden dolayı akıllı malzemeler sınıfında değerlendirilmekte ve aktüatör

(sensör), dönüştürücü gibi birçok ileri teknolojik uygulamalarda kullanılmaktadır (Akgün, 2018).

“Akıllı polimer” olarak da adlandırılan ŞHP’ler, ortamdaki sıcaklık, nem, pH, ışık yoğunluğu, manyetik alan gibi parametrelere bağlı olarak şekil, renk, iletkenlik gibi özelliklerini değiştirebilmektedir. Bu yönleriyle diğer polimerlerden ayrılan akıllı polimerler tıbbi uygulamalardan inşaat sektörüne kadar birçok farklı alanda kullanılmaktadır (Tüylek, 2019).

Magnetostriktif malzemeler, manyetik alana tepki vermektedirler. Temel çalışma mantığı magnetostriktif malzemenin etrafına sarılan bobinden elektrik akımı geçirilerek oluşturulan manyetik alanın istenilen uzamayı vermesi şeklindedir (Aydıncak, 2015).

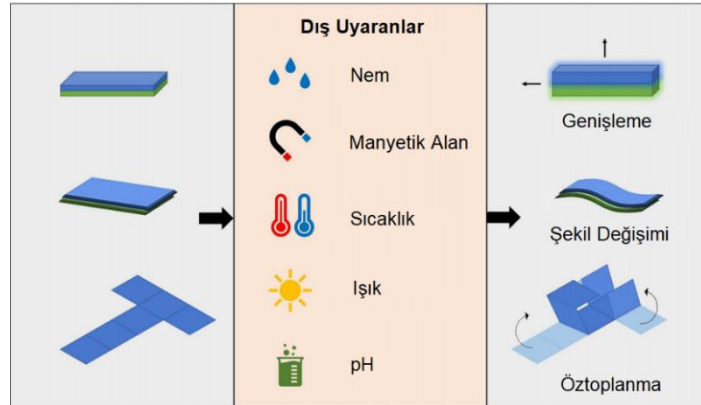
Akıllı malzemeler üzerine yapılan çalışmalar günden güne artmakta ve kullanım alanları genişlemektedir. ŞHA’lar, korozyon direnci, ŞHE ve yüksek mukavemet gibi mekanik özellikleri ile ön plana çıkmaktadır. Birçok alaşım grubunda ŞHE gözlemlenmiş olsa da Nikel-Titanyum (NiTi) alaşımı bu malzeme grubunu en iyi temsil eden mekanik özelliklere sahiptir. NiTi alaşımlarının diğer ŞHA’lara kıyasla mekanik özelliklerinin ve ŞHE’nin çok daha iyi olması bu alaşımı değerli kılmaktadır. Bu çalışmanın amacı, endüstride büyük bir öneme ve kullanım alanına sahip NiTi ŞHA’ların martenzit ve östenit faz yapılarında fiziksel özelliklerini gözlemlemek, mekanik yüklemeler sonrası numune yüzeyleri ve tane yapılarındaki değişimleri incelemek, uygulanan yükler sonrası kimyasal kompozisyondaki değişimleri gözlemlemek, alaşımın mikro yapısını ve mekanik özelliklerini incelemektir. Bu kapsamda gerçekleştirilen deneysel çalışmalar, süperelastik etkiye sahip NiTi ŞHA tel numuneler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Eşit uzunluklarda hazırlanan numunelere kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış, oda sıcaklığı ve 140 °C’de gerçekleştirilen çekme testleri ile numuneler mekanik yüklemelere maruz bırakılmıştır. Çekme testi sonrası numunelerin çeşitli bölgelerinden taramalı elektron mikroskobu (SEM) vasıtasıyla yüzey ve yüzey altı mikro yapı görüntüleri elde edilmiştir. Çekme testi öncesi ve sonrasında numunelerin kimyasal

kompozisyonundaki değişimler enerji dağılımlı x-ışını spektroskopisi (EDS) kullanılarak belirlenmiştir.

## BÖLÜM 2

### AKILLI MALZEMELER

Akıllı malzemeler, dış çevre koşullarına uyum sağlama yeteneğine sahip özelliklerini harici (dış) uyarılarla değiştirebilen, çevrelerine en uygun şekilde uyum sağlayan fonksiyonel malzemelerdir (Drossel ve arkadaşları, 2018). Akıllı malzemelerin özellik değişimlerinde kullanılan uyarılar; fiziksel (sıcaklık, ışık, manyetik alan vb.), kimyasal (nem, pH vb.) veya biyolojik (Şekil 2.1) olabilmektedir (Tamay ve arkadaşları, 2019).



Şekil 2.1. Akıllı malzemelerin özellik değişimlerinde kullanılan uyarıların türleri ve akıllı malzemelerde gözlemlenen yanıtlar (Tamay ve arkadaşları, 2019).

Akıllı malzemelerin kullanım alanları, otomotiv, havacılık ve uzay endüstrisi, sağlık (stentler, ortodontik diş telleri, implantlar), inşaat sektörü (ısı depolayan akıllı cepheler) ve robot teknolojileri olmakla birlikte, gelişen teknolojiye bağlı olarak kullanımları giderek artmaktadır. Kullanım alanları göz önünde bulundurulduğunda akıllı malzemeler; Şekil Hafızalı Alaşım (ŞHA), Şekil Hafızalı Polimerler (ŞHP), piezoelektrik ve magnetostriktif malzemeler olarak sınıflandırılmaktadırlar. Akıllı malzemeler, aktif, pasif ve çok akıllı olmak üzere üç kategoriye ayrılmaktadır (Qader ve arkadaşları, 2019; Kamila, 2013; Gautam ve Valiathan, 2008).

Aktif akıllı malzemeler, elektrik, termal veya manyetik alanların uygulanması sonrasında geometrik veya malzeme özelliklerini değiştirebilme özelliğine sahip olan malzemeler olarak tanımlanmaktadır (Gopal ve arkadaşları, 2009; Fairweather, 1998).

Enerji üretmek için dahili kapasiteye sahip olmayan akıllı malzemeler pasif akıllı malzemeler olarak isimlendirilmektedir (Sharma, 2019). Pasif akıllı malzemeler, sadece aldıkları etkiye bağlı olarak tepki vermekte ve çevresel uyarıcılara karşı sensör (algılayıcı) fonksiyonuna sahiptir (Uçar, 2006). Çok akıllı malzemeler, algılama, tepki verme ve uyarlanabilme yeteneğine sahiptir (Tao, 2001). Akıllı malzemelerin “akıllı” olarak nitelendirilebilmesi için gerekli olan bazı özellikleri üzerinde barındırması (Nitelik değişimi, enerji dönüşümü, tersinirlik) gerekmektedir (Orhon, 2012; Addington ve Schodek, 2005).

## 2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Uygun bir ısıl prosedür ile gerçek şekline veya boyutuna geri dönebilme yeteneğine sahip metalik malzemeler ŞHA'lar olarak isimlendirilmektedir. ŞHA'lar ısıl değişimlere duyarlı fonksiyonel malzemelerdir. Temel karakteristikleri, kritik dönüşüm sıcaklığının üzerinde ve altında iki farklı şekil veya kristal yapısına (martenzit (M) ve östenit (A)) sahip olmalarıdır. Nispeten düşük sıcaklıklarda (Martenzit) deforme edilebilen ŞHA'lar, daha yüksek sıcaklıklarda (Östenit) deformasyon öncesi şekillerine dönebilmektedirler (Akdoğan ve Nurveren, 2010).

ŞHA'larda, yüksek sıcaklıktaki östenitik fazın uzun süren dönüşümü sonucunda termoelastik martenzitin meydana gelmesi “martenzitik dönüşüm” olarak adlandırılmaktadır. Martenzitik dönüşüm özelliği sergileyen ŞHA'larda deformasyon atomların yer değiştirmesi sonucunda “ikizlenme” ile gerçekleşmektedir. Martenzitik faz dönüşümü birçok Demir-Karbon (Fe-C) alaşımında kritik soğutma hızı parametresine bağlı zaman-sıcaklık dönüşüm diyagramları ile kararsız veya yarı kararlı denge dışı reaksiyon ürünü olarak oluşmaktadır. Bunun aksine, Nikel-Titanyum (NiTi), Kobalt-Nikel-Alüminyum (CoNiAl) ve Çinko-Bakır-Alüminyum (ZnCuAl) gibi ŞHA'ların belirli kimyasal kompozisyonlarında oluşan martenzitik dönüşüm tersinir bir denge fazı olarak oluşmaktadır. Martenzitik faz dönüşümü sonucu doğal

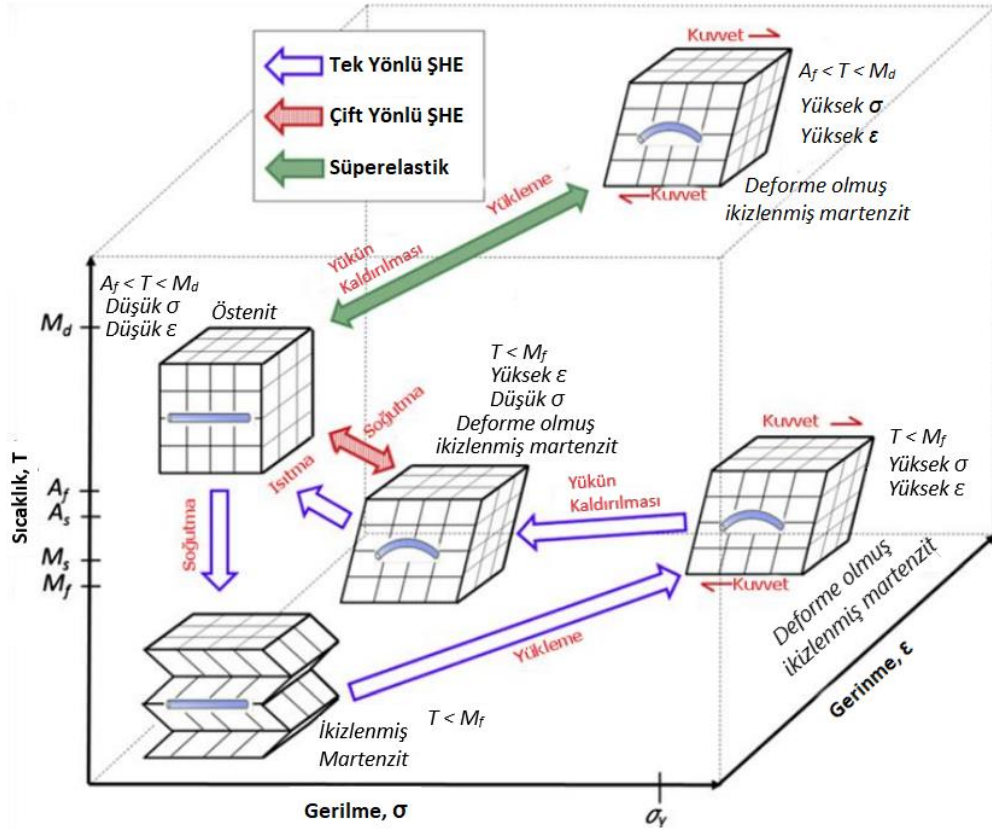


olarak martenzitik mikro yapı oluşmakta, oluşan bu martenzit yapı, termoelastik martenzit yapı olarak adlandırılmaktadır (Dilibal, 2017).

ŞHA'lar, standart metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan Şekil Hafıza Etkisi (ŞHE) ve Süper Elastisite (SE) özelliklerine sahiptir (Toptaş ve Akkuş, 2007). ŞHE ve SE, östenitik yüksek sıcaklık fazı ile iki düşük sıcaklık fazı (ikizlenmiş martenzit (TM) ya da deforme olmuş ikizlenmiş martenzit (DM) yapı) arasında, termoelastik yapısal faz geçişi ile açıklanabilmektedir (Gurka, 2015).

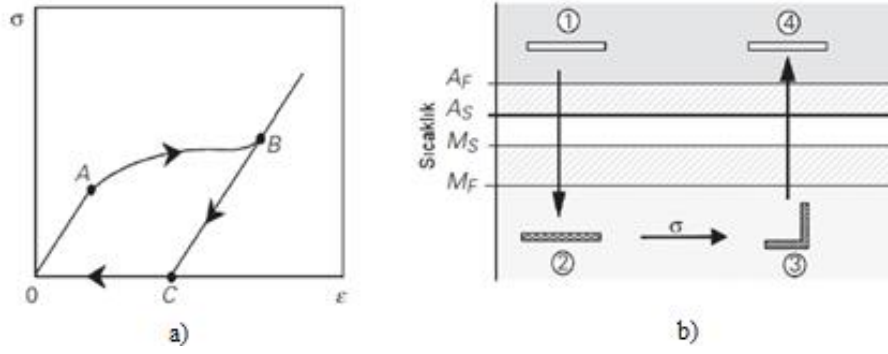
### **2.1.1. Şekil Hafıza Etkisi**

ŞHA'lardaki ŞHE, alaşımların izotermal türü termoelastik martenzitik dönüşüm özelliği göstermelerinden ve deformasyonun kayma ile değil, ikizlenme ile olmasından kaynaklanmaktadır (Kaya ve arkadaşları, 2016). ŞHA'lar üç farklı kristal yapı (TM, DM ve A) ve altı olası dönüşüm ( $A \rightarrow DM$ ,  $DM \rightarrow A$ ,  $DM \rightarrow DM$ ,  $DM \rightarrow TM$ ,  $A \rightarrow TM$ ,  $TM \rightarrow A$ ) ile iki farklı fazda (östenitik ve martenzitik) bulunabilmektedir (Şekil 2.2) (Mohd Jani, Leary, Subic ve Gibson, 2014; Sun ve Huang, 2009; Mihalcz, 2001).



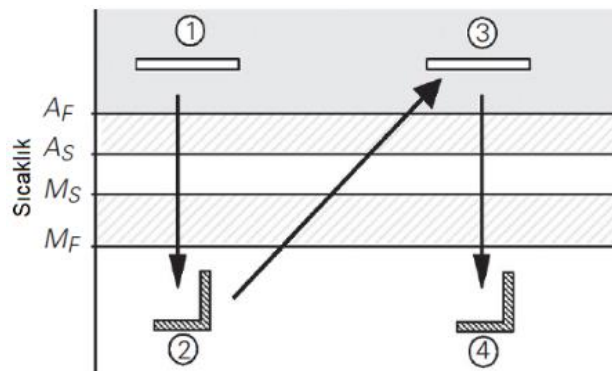
Şekil 2.2. ŞHA’larda fazlar, dönüşümler ve kristal yapılar (Mohd Jani ve arkadaşları, 2014;Lagoudas, 2008).

ŞHE tek ve çift yönlü olmak üzere ikiye ayrılmakta, tek yönlü ŞHE’nin gerilim-gerinim eğrisi Şekil 2.3a’da görülmektedir. Numune mekanik bir yüklemeye tabi tutulduğunda, gerilme kritik bir değere ulaşmakta “A”, uygulanan yük kristal yapıda değişim (TM→DM) meydana getirmekte “B” ve yük ortadan kaldırıldığında “C” kalıntı gerinmeler mevcut olmaktadır. Kalıntı gerinmeler, ŞHA’ların  $A_f$  sıcaklığına ısıtılması ile giderilmekte ve numuneler eski şeklini geri kazanabilmektedir (C→0). ŞHE’nin şematik bir görüntüsü Şekil 2.3b’de gösterilmiştir. ŞHA numune  $A_f$ ’nin üzerindeki bir sıcaklıktan “1”  $M_f$  değerine soğutulduğunda “2” faz dönüşümü gerçekleşmektedir. Sabit bir sıcaklık altında,  $M_f$  bölgesinde mekanik bir yükleme sonrası “3” numunede artık gerinme oluşmaktadır. Numunenin  $A_f$  sıcaklığına tekrar ısıtılması ile “4” martenzitik dönüşüm gerçekleşmekte, artık gerinmeler ortadan kaldırılarak numunenin eski şekli geri kazanılabilmektedir (DM→A). Sonuç olarak, deformasyona uğrayan ŞHA’ların ısıtılmaları sonrasında deformasyon öncesi şeklini geri kazanabilmesi “tek yönlü ŞHE” olarak adlandırılmaktadır.



Şekil 2.3. ŞHA’larda tek yönlü ŞHE, a) ŞHE gerilim-gerinim diyagramı, b) ŞHA’larda faz dönüşümleri sonrası artık gerilmelerin ortadan kaldırılması (Machado ve Savi, 2003).

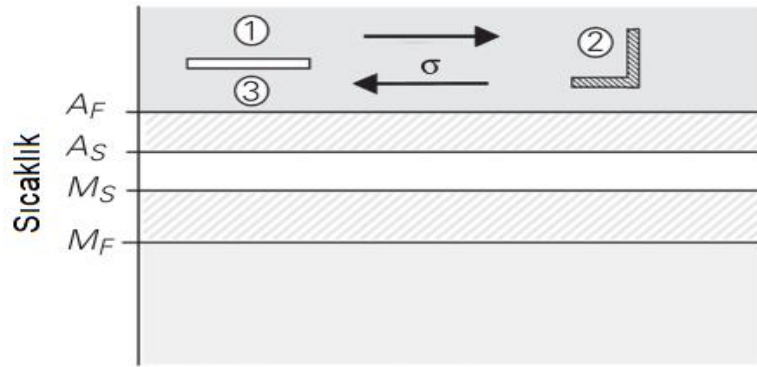
Sıcaklık değişimi, herhangi bir mekanik yüklemesiz numunenin şeklinde bir değişiklik meydana getirmekte ise bu durum “çift yönlü ŞHE” olarak tanımlanmaktadır (Machado ve Savi, 2003). Çift yönlü ŞHE elde etmek için ŞHA’ların eğitilmesi gerekmektedir. Eğitile ilgili birçok yöntem olmakla birlikte, ŞHE döngüleri ve gerilme kaynaklı martenzit eğitimi yaygın olarak kullanılmaktadır. Çift yönlü ŞHE’nin şematik bir görüntüsü Şekil 2.4’de gösterilmiştir. Eğitilmiş bir ŞHA’ın  $A_f$  sıcaklığından “1”  $M_f$  sıcaklığına “2” soğutulması faz değişikliğine yol açmaktadır ( $A \rightarrow M$ ). Sıcaklık  $A_f$ ’nin üstüne tekrar çıkartıldığında ( $2 \rightarrow 3$ ), herhangi bir gerilme uygulanmaksızın numune eski şeklini geri alabilmektedir. Tekrar  $M_f$  sıcaklığına soğutulan numune “4” martenzit yapıdaki şeklini geri kazanabilmektedir.



Şekil 2.4. ŞHA’larda çift yönlü ŞHE (Machado ve Savi, 2003).

### 2.1.2. Süperelastik Davranış

Süperelastik özelliğe sahip ŞHA'lar, tek ve çift yönlü ŞHE'den farklı olarak mekanik yüklemeler sonrası şekillerini geri kazanabilmesi için östenitik ve martenzitik fazlar arasındaki geçişlere ihtiyaç duymamaktadır. Süperelastik etki, dönüşüm sıcaklığının üzerinde, ŞHA'ların kısmen yüksek sıcaklık fazı olarak adlandırılan östenitik faz yapısında meydana gelmektedir. Östenit faz yapısındaki "1" süperelastik ŞHA'lara gerilme uygulanması "2", gerilme kaynaklı bir faz dönüşümüne ( $A \rightarrow DM$ ) neden olmaktadır (Şekil 2.5). Uygulanan gerilim ortadan kaldırıldığında (2→3), malzemenin eski şekli ve kristal formu geri kazanılarak tekrar östenit fazına dönüşü gerçekleşebilmektedir (Kapoor, 2017; Machado ve Savi, 2003; Hodgson, 1990).



Şekil 2.5. ŞHA'ların süperelastik davranışı (Machado ve Savi, 2003).

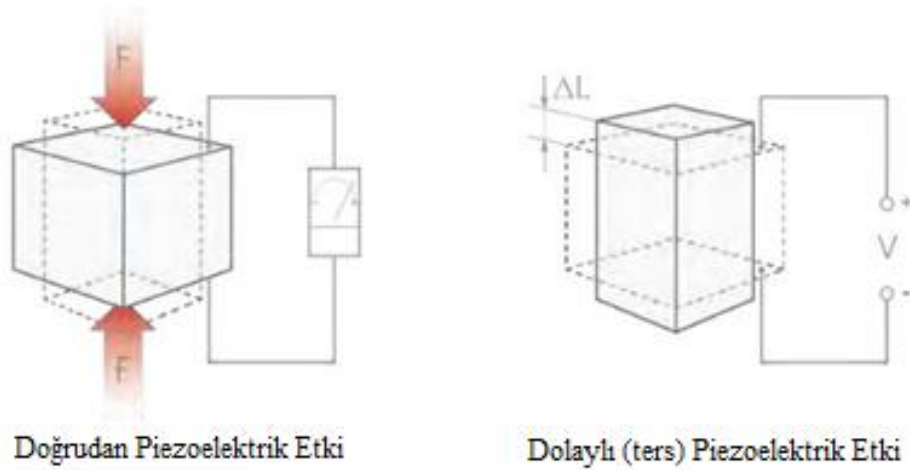
Süperelastik malzemeler, büyük geri kazanılabilir deformasyona sahip bir malzemenin kullanılmasını gerektiren uygulamalara örnek malzemelerdir. Süper esnekliğin bir diğer önemli özelliği doğrusal olmayan gerilim-şekil değiştirme özelliğine sahip olmasıdır (Tsuchiya, 2011).

### 2.2. PİEZOELEKTRİK MALZEMELER

Piezoelektrik malzemeler, elektrik sinyallerini harekete ve hareketi elektrik sinyallerine dönüştüren malzemelerdir. Bu yeteneklerinden dolayı akıllı malzemeler sınıfında değerlendirilmekte ve aktüatör, dönüştürücü gibi birçok ileri teknolojik uygulamalarda kullanılmaktadır (Ergun ve Özdemir, 2006). Seramikler, polimerler ve

kristaller olmak üzere doğal ve sentetik çeşitli malzeme grupları piezoelektrik etkisi sergilemektedir. Piezoelektrik seramikler ve polimerler, sensör, dönüştürücü ve güç üreticilerde kullanıma elverişli olmaları sebebiyle ticari uygulamalarda tercih edilmektedir. Piezoelektrik kristaller ise radyo gibi haberleşme teknolojilerinde, mikrofonlarda kullanılmaları ile bilinmektedir.

Piezoelektrik malzemeler, uygulanan bir mekanik stres altında elektrik yükü üretimi ile “doğrudan” piezoelektrik etki oluşturma özelliğine sahiptir (H. Liu, Zhong, Lee, Lee ve Lin, 2018). Bu durumun tersi ise “dolaylı (ters)” piezoelektrik etkidir (Şekil 2.6). Dolaylı piezoelektrik etki, piezoelektrik malzemeye uygulanan bir elektrik alanın deformasyonla (uzama ya da kısalma) sonuçlanmasıdır (Yang, Fang ve Fang, 2003).



Şekil 2.6. Doğrudan ve dolaylı (ters) piezoelektrik etkiler (Drossel ve arkadaşları, 2015).

Elektroelastik malzemeler olarak da bilinen piezoelektrik malzemeler için doğrusal teoriler geliştirilmiş olmasına rağmen henüz kutupsuzlanma, doğrusal olmama, gecikme, sünme ve gerinim etkileri gibi hususlarda tam olarak açıklanamamış olaylar mevcuttur. Özellikle, elektromekanik etkilerden kaynaklanan doğrusal olmama davranışı tam anlaşılammış bir olgudur. Bunun yanı sıra, piezoelektrik malzemelere uygulanabilecek elektrik alanın aşılması durumunda malzeme yapısında meydana gelen değişimler konusunda da henüz gerçekçi bir modelleme yapılamamıştır (Sevgi, 2009).

### **2.2.1. Piezoelektrik Seramikler**

Mekanik basınç ya da titreşim uygulanması sonucu elektrik enerjisi üretme veya üzerlerine elektrik enerjisi uygulanması ile titreşim üretmesi yeteneklerine sahip olan seramikler “piezo-seramik” malzemelerdir. Piezo seramiklerin elektrik enerjisi üretebilmesi için, seramiğe bir baskı, titreşim ya da esneme kuvveti uygulanması gerekmektedir. Bu kuvvetlerden biri uygulandığında, seramiğin yapısındaki pozitif yükler bir tarafta, negatif yükler bir tarafta toplanmaktadır. Bu kutuplaşma sayesinde seramiğin iki kutbu arasında potansiyel fark oluşmakta ve elektrik enerjisi üretilmektedir (Aslan ve arkadaşları, 2016). En yaygın kullanım alanına sahip piezoelektrik seramik kompozisyonu “Kurşun-Zirkonat-Titanat (PZT)” dır (Polat, 2016).

### **2.2.2. Piezoelektrik Polimerler**

Seramik malzemelerin kırılğan özellik göstermeleri, büyük yüzey alanlarında veya kompleks şekillerde üretilmelerine engel olmaktadır. İlk kez Polivinilidin Florür (PVDF) (yüksek oranda kristal bir yapıya sahip, en basit florakarbon grubu) üzerinde piezoelektrik davranışın keşfedilmesiyle piezoelektrik polimerler, seramik malzemeden kaynaklanan birçok dezavantajı ortadan kaldırmıştır (Bayramol, 2014). Piezoelektrik polimerlerin büyük çoğunluğu florakarbon esaslı polimerlerden oluşmaktadır. Polimerler arasından PVDF, üzerinde en çok çalışma yürütülen piezoelektrik polimerdir (Türker, 2009). Hafif, esnek, tabaka halinde veya karmaşık şekillerde kolayca üretilen PVDF’ler, düşük mekanik ve akustik empedansı sayesinde, su altı ve tıbbi uygulamalarda kullanım için son derece uygundur. Bununla birlikte PVDF, aşırı sıcak ortamlarda kullanıma uygun olmayıp zayıf kimyasal stabiliteye sahiptir (Hempstead ve Worthington, 2004).

### **2.2.3. Piezoelektrik Kristaller**

Piezoelektrik malzemeler içinde ilk keşfedilen piezoelektrik kristallerdir. Kristallerin piezoelektrik davranış sergilemeleri için malzemelerin kristalografik doğrultuları dikkate alınarak kesmek ve şekillendirmek gerekmektedir (Korkmaz, 2010;Tressler ve

arkadaşları, 1998). Kuvars, rochelle tuzu, turmalin, lityum niyobat ve lityum tantalat kristallere örnek gösterilebilmektedir. Kuvars kristali günümüzde geniş ölçüde ivmeölçer sistemlerinde kullanılmaktadır. Turmalin yüksek piezoelektrik gerilim sabitinden dolayı ticari hidroforlarda kullanılmaktadır. Kristaller çok kararlı oldukları için algılayıcılar için uygun olarak kabul edilmektedirler. Ancak piezoelektrik seramiklerin keşfinden sonra seramikler, kristal malzemelerin yerini almıştır. Lityum niyobat ve alüminyum nitrid günümüzde üzerinde çalışmalar yapılan iki piezoelektrik kristaldir (Z. Korkmaz, 2010; Nakamura, 2012).

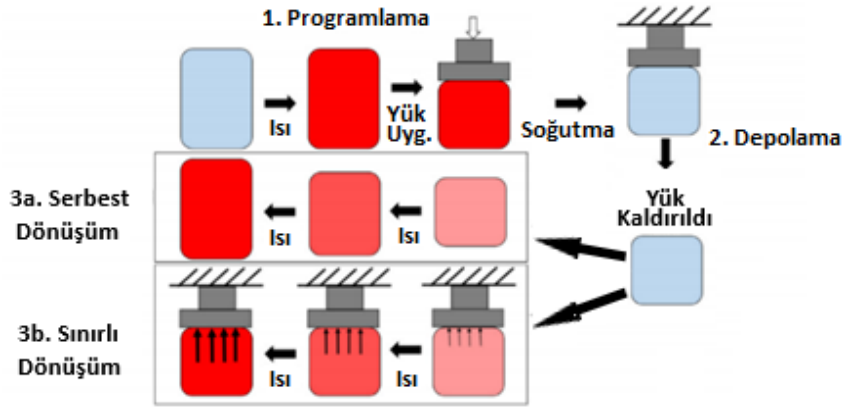
### **2.3. ŞEKİL HAFIZALI POLİMERLER**

1980'lerin ortasından itibaren yaygın kullanıma sahip ŞHP'ler; sıcaklık, pH, kimyasal ve ışık ile uyarlanabilmekte ve belli bir dış uyarıcıya yanıt vermesi ile tanımlanmaktadır. ŞHP'ler yüksek uzayabilirlik, iyi işlenebilirlik, hafiflik ve tuşe gibi avantajlarından dolayı giyim endüstrisi için uygun, tek ve çift yönlü ŞHE yeteneğine sahip malzemelerdir. ŞHE için elastiklik önemli bir ön koşuldur (Yüce ve arkadaşları, 2017; Tang ve Stylios, 2006; Hu, 2007; Behl ve Lendlein, 2007).

Endüstride kullanılan materyallerin belli bir erime sıcaklığı vardır. ŞHP'lerde ise erime sıcaklığının yanında bir de camsı geçiş sıcaklığı bulunmaktadır. Camsı geçiş sıcaklığı, maddenin camsı (amorfs yapı) özelliğini kaybedip ağdalı (hareketlilik kazanarak daha esnek bir yapıya dönüşmek) bir özellik kazanmaya başladığı sıcaklık sınırıdır. Camsı geçiş sıcaklık sınırı, erime sıcaklığından daha düşük değerde olmaktadır. ŞHP'lerin kalıcı ve geçici olmak üzere iki farklı şekli olduğundan ŞHP'ler için camsı geçiş sıcaklığı oldukça önemlidir. Deforme halindeki geçici şekil, camsı geçiş sıcaklığının üzerinde meydana gelmektedir. Soğutulmaya başlandığında ise ŞHP'ler elde ettikleri geçici şekillerini korumaktadır. Ancak istenmesi durumunda dış etkenler yardımıyla kalıcı şekillerine tekrar geri döndürülebilmektedir. Dış etkenler sayesinde kalıcı şekline döndürülen ŞHP'ler, tekrardan herhangi bir ortamda camsı geçiş sıcaklığının üzerine çıkarıldığında ise hafızalarında sakladıkları geçici şekillerine tekrar geri dönebilmektedir (Tüylek, 2019).

ŞHP'ler, genel olarak sert ve yumuşak iki yapının birleşimi ile oluşmaktadır. Yumuşak kısımlar yapıda moleküler değişim bölgelerini oluşturarak şekil kararlılığı özelliğini sergilemekte, sert kısımlar sabit faz olarak davranmakta ve malzemenin kalıcı şeklini hatırlaması sağlanmaktadır (Çakmak, 2013). ŞHP'lerin sert ve yumuşak segmentlerinin üretiminde polieterler, poliakrilatlar, poliamidler, polisiloksanlar, poliüretanlar poliether amidler, polivinil eterler, poliüretan/üreler, polieter esterleri ve üretan/bütadien kopolimerleri gibi çeşitli polimerler kullanılmaktadır (S. Aslan, 2017).

ŞHP'lerin çoğu tek yönlü ŞHE özelliğine sahiptir. Klasik tek yönlü şekil hafıza döngüsü üç bölümden oluşmaktadır. Bunlar; programlama, depolama ve dönüşümdür. Programlama, ŞHP'in mevcut durumundan geçici şekline, genellikle yüksek sıcaklıkta mekanik bir kuvvet uygulayarak deforme edildiği aşamadır. Depolama, geçici şeklin aktivasyon sıcaklığının altına soğutulduğu ve mekanik kuvvetin ortadan kaldırıldığı aşamadır. Dönüşüm ise ŞHP'in önceki şeklini aldığı ya da almaya çalıştığı aşamadır (Şekil 2.7)(Safranski, 2017).



Şekil 2.7. ŞHP'lerde tek yönlü şekil hafıza döngüsü (Safranski, 2017).

## 2.4. MAGNETOSTRİKTİF MALZEMELER

Magnetostriktif malzemeler, manyetik ve elastik durumlar arasında enerjiyi dönüştürebilen bir akıllı malzeme sınıfıdır. Bu nedenle magnetostriktif malzemeler ve bu malzemelere dayanan cihazlar genellikle “dönüştürücüler” olarak adlandırılmaktadır. Enerji değişiminin çift yönlü yapısı nedeniyle hem harekete geçirme hem de algılama için magnetostriktif malzemeler kullanılmaktadır. Geçiş

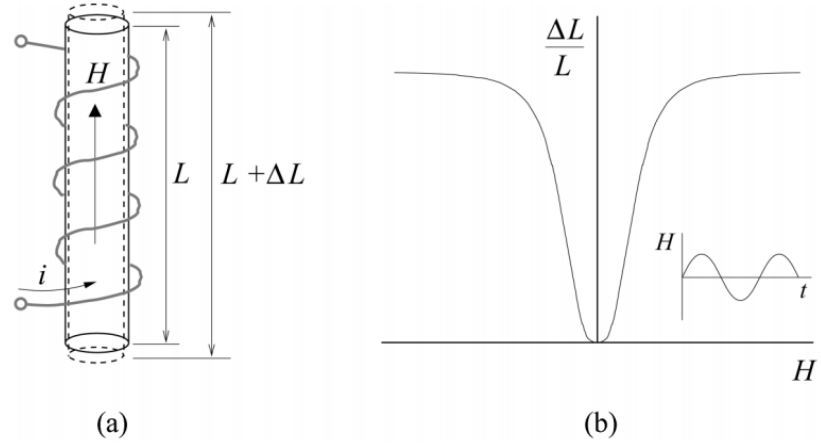


metallerine dayanan alaşımlar demir, nikel ve kobalt, bazı nadir toprak elementleri ile kombinasyon halinde aktüatör ve sensör sistemlerinde çok çeşitli endüstriyel, biyomedikal ve savunma uygulamalarında kullanılmaktadır (Dapino, 2002).

Piezoelektrik malzemeler ile benzerlik gösteren magnetrostriktif malzemeler, oldukça düşük mertebede tepki oluşturabilmektedir. Bu sebeple daha çok düşük frekanslı ve yüksek güçlü dönüştürücüler, motorlar ve hidrolik eyleyicilerde tercih edilmektedir. Yakın zamanda keşfedilen örnekleri ise daha fazla gerinim oluşturma kabiliyetleri ile öne çıksalar da gerekli manyetik alanı oluşturabilmekteki zorluklardan dolayı özellikle yüzeye gömülü eyleyici olarak kullanılamamaktadır (Sevgi, 2009).

Yüksek kuvvet kapasitelerine karşın kırılğan yapıları, ağır olmaları ve tepki vermedeki gecikmeleri ile dezavantajlıdır. Piezoelektrik malzemelere kıyasla daha yüksek sıcaklıklarda çalışabilen magnetrostriktif malzemelerin günümüzde en yaygın kullanılanı Terfenol-D'dir (Sevgi, 2009).

Magnetrostriktif malzemelerin manyetik alana maruz bırakılmaları sonucu şekil ve boyut değiştirmesine neden olan özelliği "magnetrostriksiyon" olarak adlandırılmaktadır. Magnetrostriksiyon, tüm ferromanyetik malzemelerde gözlenebilmektedir. Dış bir manyetik alana maruz bırakılan magnetrostriktif malzemenin yapısında büyük mekanik deformasyonlar meydana gelebilmektedir. Ferromanyetik bir numunenin yapısı her biri manyetik polarizasyon bölgeleri olan domainlerden oluşmaktadır. Materyal boyutlarının değişimine neden olacak bir manyetik alanın uygulanması, domainler arasındaki sınırların yön değiştirmesine ve dönmesine neden olmaktadır (Yıldız, 2013). En yaygın kullanılan magnetrostriksiyon tipi ise Joule magnetrostriksiyonudur (Boer, 2003). Joule magnetrostriksiyonu, alan yönü boyunca üretilen gerinim ile ilgilidir (şekil 2.8)(Dapino, 2004).



Şekil 2.8. Manyetik alan ( $H$ ) tarafından üretilen Joule magnetostriksiyonu (a)  $H$ , bir voltaj uygulandığında solenoitten geçen akımla ( $i$ ) yaklaşık olarak orantılıdır ve (b) sinüzoidal olarak değiştirilerek elde edilen  $\Delta L / L$  ve  $H$  eğrisidir (Dapino, 2004).

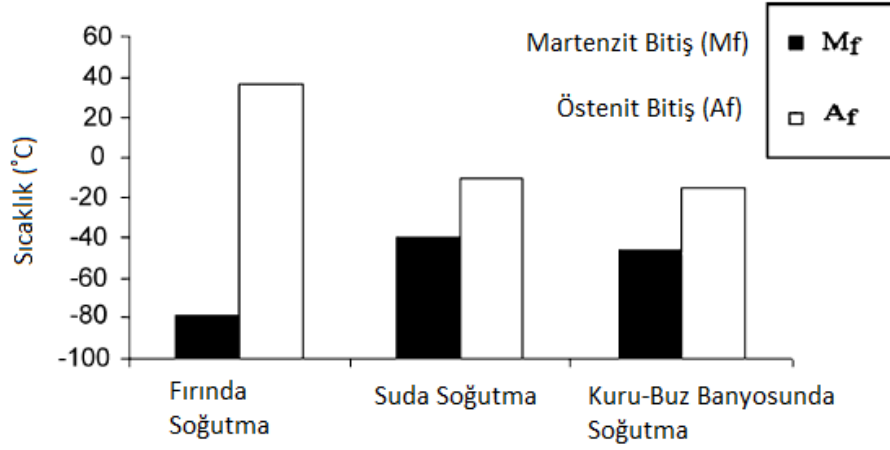
## BÖLÜM 3

### LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Belirli bir uygulama alanı için farklı benzersiz özelliklere sahip akıllı malzemelerin geliştirilmesinde ortaya çıkan eğilimler bilim camiasını etkilemektedir (Velmurugan ve arkadaşları, 2018). Bilim insanları, uygulama alanlarına bağlı olarak akıllı malzemelerin, farklı üretim yöntemleri ve ısıl işlem metodlarının araştırılmasının yanı sıra geleneksel ve geleneksel olmayan işleme yöntemleri ile işlenebilmelerini ve mekanik özelliklerini iyileştirmeye yönelik çalışmalar üzerinde yoğunlaşmaktadır. Araştırmacılar yoğun olarak, NiTi ŞHA' ların geliştirilmesi ve yeni kullanım alanlarının oluşturulmasına yönelik bilimsel çalışmalar yürütmektedir. Şekil hafıza özelliği taşıyan ve ticari olarak en yaygın kullanım alanlarına sahip NiTi alaşımları, süper esneklik, yüksek süneklik ve gerinim sertleştirme gibi işlenebilirliklerini son derece zorlaştıran benzersiz mekanik özelliklerle karakterize edilmektedir (Segreto, Caggiano ve Teti, 2015). ŞHA' ların üretimleri toz metalurjisinin yanı sıra döküm yöntemiyle de yapılabilmektedir. Döküm ile üretimde vakum indüksiyon yöntemi (Andreasen ve Fahl, 1987), (Matsumoto ve diğerleri, 1987), (Miyazaki ve Otsuka, 1986), vakum ark yöntemi (Wu, Lin ve Yang, 2001), elektron ışını ile ergitme yöntemi (Zhou ve arkadaşları, 2019) ve plazma ark yöntemleri (Tuissi, Rondelli ve Bassani, 2015) kullanılmaktadır. Alaşımın üretiminde kullanılacak Ni ve Ti %99.5'ten daha yüksek saflıkta olması gerekmektedir (Kalay, 2019). Araştırmacılar, üretimi tamamlanan ŞHA' lara yaşlandırma işlemi uygulamakta ve yaşlandırma işleminin malzemenin mekanik özelliklerini ve faz geçiş sıcaklıklarını etkileyen önemli bir parametre olduğunu belirtmektedirler (Kaya ve arkadaşları, 2020), (Shamimi ve arkadaşları, 2018), (Dilibal, 2017). (Morris ve Morris, 1989), ŞHA' ların üretilmesinde metalik tozların karıştırılması, sıkıştırılması ve sinterlenmesi için farklı teknikleri incelemişlerdir.

### 3.1. ŞHA'LARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE FAZ DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARI İLE İLGİLİ ÇALIŞMALAR

(Motemani ve arkadaşları, 2009), farklı soğutma yöntemleri ve hızlarının eriyik haldeki NiTi ŞHA'ların faz dönüşüm davranışları ve mekanik özelliklerine etkisi çalışmalarında, vakum ark ergitme yöntemiyle, bakır bir potada 1000 °C sıcaklığa çıkarılan ergimiş NiTi alaşımı, üç farklı ortamda fırın, kuru-buz banyolu ve su soğutmalı soğutma işlemine tabi tutmuşlardır. Numuneler, sıcak haddelenmiş ve 2 saat çözeltide bekletildikten sonra kuvars bir tüp içerisine vakumla kapatılmıştır ve 5 saat boyunca 1000 °C sıcaklıkta tavlamanın ardından üç farklı ortamda soğutulmuştur. Motemani ve arkadaşları deneylerinde, faz dönüşüm davranışlarını karakterize etmek için diferansiyel kalorimetre, çekme testi sonuçları için Instron çekme testi cihazı, sertlik ölçümü için mikro-Vickers sertlik ölçüm test cihazı, kristal yapının gözlemi için Phillips X-Işını difraktometresi (XRD) ve gerinim ölçer kullanmışlardır. Araştırmacıların soğutma hızının ŞHA'ların faz dönüşümüne etkisini belirleme çalışmalarında, östenit bitiş ( $A_f$ ) sıcaklığı arttıkça soğutma hızının düştüğünü, martenzit bitiş ( $M_f$ ) sıcaklığı arttığında ise  $A_f$  sıcaklığının düştüğünü belirtmişlerdir (Şekil 3.1). Fırında soğutulan numunenin, düşük soğutma oranlı numunelere oranla en yüksek faz dönüşüm histerisine ( $A_f - M_f$ ) sahip olduğunu gözlemlemişlerdir. Farklı koşullarda soğutulan ŞHA'lardan alınan XRD görüntülerinde (20°-100° arasında 2° aralıkla taranma sonucunda), suda ve kuru-buz banyosunda soğutulma işlemine tabi olan numunelerde östenit (B2) faz gözlemlenmiştir. Fırında soğutulan numunede östenit faz yapısına ek olarak  $Ti_3Ni_4$  ve  $Ni_3Ti$  intermetalik fazlar ve  $Ni_4Ti_3$  fazı gözlemlenmiştir. Araştırmacılar, intermetalik fazların oluşmasının fırında soğutma işlemindeki soğutma oranının azalmasından kaynaklandığını belirtmişlerdir. Sertlik ölçüm testlerinde, suda ve kuru-buz banyosunda soğutulan numunelerde 550 Hv, fırında soğutulan numunede 400 Hv sertlik değeri gözlemlendiği, fırında soğutulan numunede, düşük soğutma hızının sertlik değerini düşürdüğü belirtilmiştir.

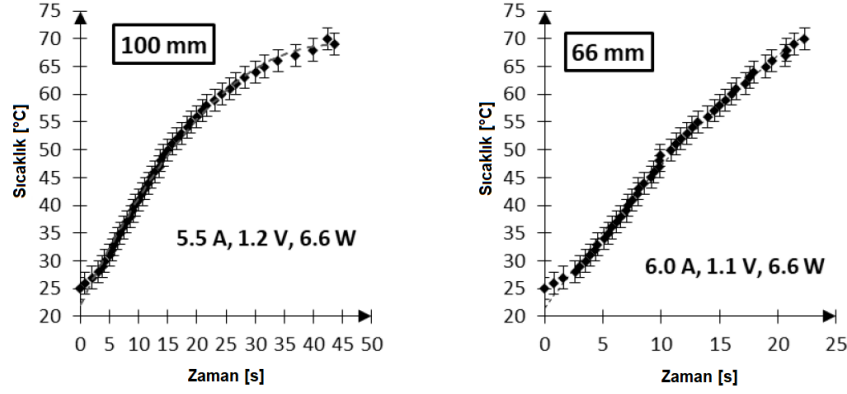


Şekil 3.1. Üç farklı soğutma koşulunda elde edilen dönüşüm sıcaklıkları (Motemani ve arkadaşları, 2009).

(Sadati ve Javadi, 2016), NiTi ŞHA tellerin lazer kaynağı ile birleştirilmelerinde birleştirme noktasının (bölgesinin) özelliklerini araştırma çalışmalarında, 0.36 mm çap ve 170 mm boylarında ŞHA tellerin lazer kaynağı ile birleştirme işleminden sonra kaynak bölgesinin mikro yapı ve mekanik özelliklerini belirlemeye çalışmışlardır. Yapmış oldukları deneysel çalışmalar sonucunda elde etmiş oldukları kaynak bölgesinin mikro yapısını incelemişlerdir. Lazer kaynağı ile birleştirilme işlemine tabi tutulan şekil hafızalı tellerin kaynak alanının yapı olarak değişmediğini, mekanik testler sonucunda ise numune bir düzlem boyunca gerilmeye maruz bırakıldığında nihai gerilme mukavemeti ile maksimum uzamanın daha yüksek olduğunu belirtmişlerdir.

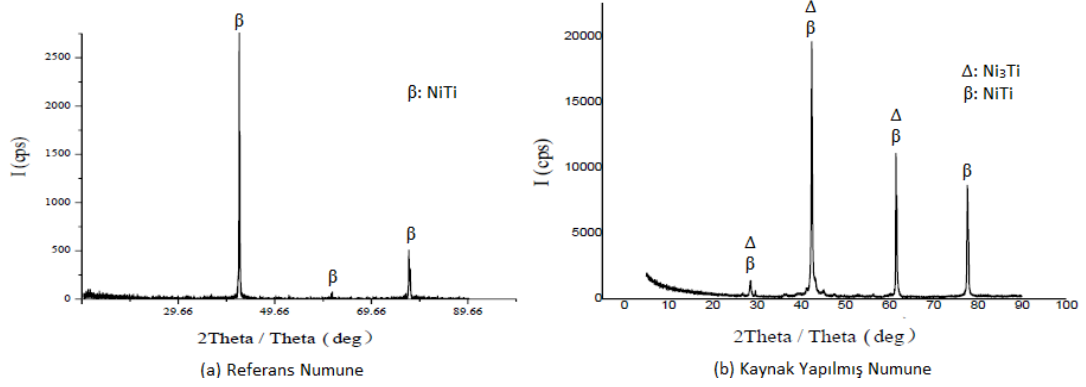
(Wieczorek ve arkadaşları, 2018), NiTi ŞHA tellerin aktivasyon analizleri çalışmalarında, NiTi alaşımlı tellere uygulanan elektrik akım gücünün ve tel hacminin numunenin östenitik dönüşüm sıcaklığına (aktivasyon zamanı) ulaşmasındaki etkilerini belirlemeye çalışmışlardır. Araştırmacılar; deneylerini, östenitik dönüşüm sıcaklığı 60 °C olan, 1 mm çapında, 66 ve 100 mm uzunluğa sahip iki numuneyi kontrollü akım ve voltaj değerleri sağlayan bir regülatör vasıtasıyla farklı değerlerde akım ve voltaj uygulayarak test etmişlerdir. Wieczorek ve arkadaşları deneysel çalışmalarında, numunelerin ısıtılma sürelerinin ortam sıcaklığına ve hacimlerine bağlı olduğunu, numunelere 6.6 W güç uygulandığında 100 mm uzunluğa sahip olan numunenin 45 saniyede, 66 mm uzunluğa sahip olan numunenin ise 22 saniyede 70 °C

sıcaklığa ulaştığını gözlemlemişlerdir (Şekil 3.2). Aktivasyon zamanındaki gecikme durumunu, NiTi alaşımli tel malzemelerdeki hacim artışına bağlamışlardır.

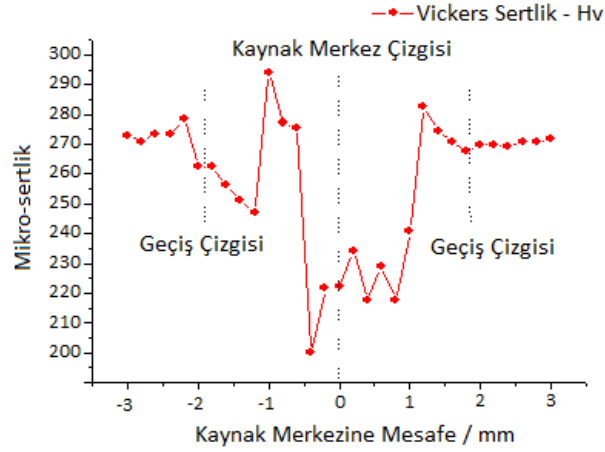


Şekil 3.2. İki farklı uzunluktaki tel numunelerinin sıcaklık-zaman eğrisi (Wieczorek ve arkadaşları, 2018).

(Wang ve Li, 2019), NiTi ŞHA'ların lazer kaynağı ile birleştirilmelerinde birleştirme noktasının (bölgesinin) özelliklerini araştırma çalışmalarında, 25 mm x 50 mm x 2 mm boyutlarında iki şekil hafızalı numuneyi lazer kaynağı ile birleştirme işleminden sonra kaynak bölgesinin mikro yapı ve mekanik özelliklerini belirlemeyi amaçlamışlardır. Deneysel sonuçların karşılaştırılabilmesi amacıyla kaynak yapılmamış ŞHA numune referans kabul edilmiş ve kaynak yapılan parçalar birbirlerine lazer kaynağıyla alın altına birleştirilmiştir. Deneysel sonuçların incelenmesi amacıyla yapılan XRD testlerinde, örnek numunede yalnızca NiTi fazı, kaynak yapılan numunede ise ikinci çözümlü fazların ( $Ni_3Ti$ ) olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 3.3). Mikro-sertlik testleri sonucunda, kaynak yapılan bölgenin merkezi sertlik değerinin (220 Hv), referans numunenin (270 Hv) sertlik değerinden daha düşük olduğu ölçülmüştür (Şekil 3.4). Geçiş bölgesinde ise referans numuneden daha yüksek sertlik değeri (280 Hv) ölçülmüştür. Yapılan mekanik testler sonrası referans numunedeki gerilim ve gerinim değerlerinin kaynak yapılan malzemeye göre daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Araştırmacılar, kaynak işlemi sonrası gerilim değerinde %30 ve gerinim değerinde %36.3 değerinde düşüş olduğunu belirtmişlerdir.

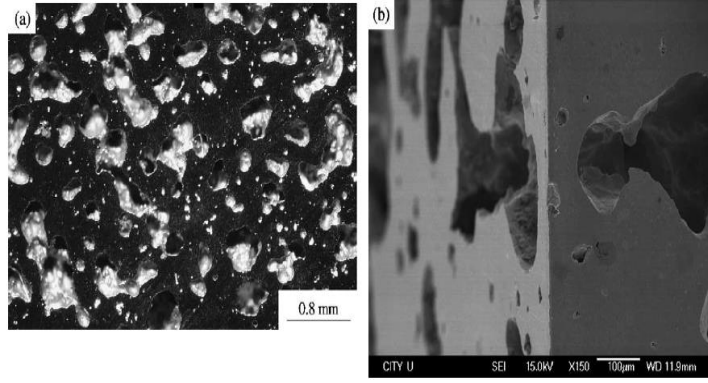


Şekil 3.3. Referans ve kaynak yapılmış numunelerden alınan XRD görüntüsü (Wang ve Li, 2019).



Şekil 3.4. Kaynak bölgesinde yapılan sertlik ölçüm değerleri (vickers sertlik-  $Hv_{0.2}$ ) (Wang ve Li, 2019).

(Chu ve arkadaşları, 2004), sert doku implantlar için gözenekli NiTi ŞHA üretimi çalışmalarında, gözenekli ŞHA'ların mikro yapı ve mekanik özelliklerini incelemeyi amaçlamışlardır. Gözenekli ŞHA, Ni ve Ti tozların karıştırılarak, bilyalı öğütücüde 12 saat harmanlanması sonucunda, 25 mm yükseklik, 50 mm çapındaki silindir kalıp içerisine preslenmesi ile elde edilmiştir. Elde edilen numune, ön ısıtma işlemi için 350 °C sıcaklığa kadar ısıtılmış, ön ısıtma işleminden sonra sıcaklık artırılarak (1310 °C) yanma sentezi yöntemi ile sentezlenmiştir. Araştırmacılar, gözenekli alaşımın karakteristiğini optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) cihazlarından alınan görüntüler vasıtasıyla incelemiştir (Şekil 3.5).

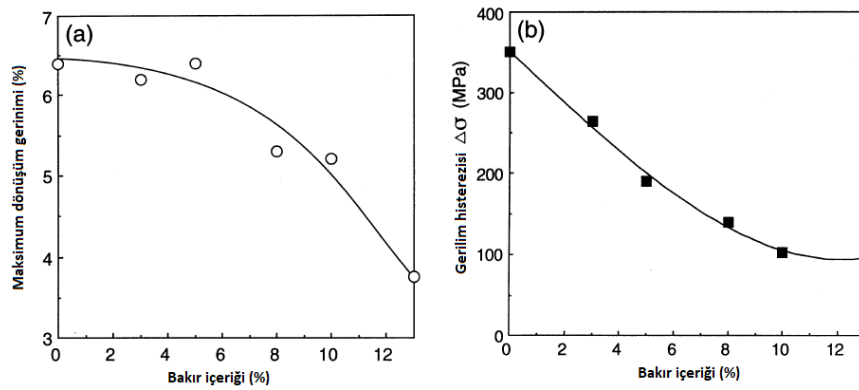


Şekil 3.5. Üretimi gerçekleştirilen NiTi ŞHA'ların gözenek yapılarının a) Optik mikroskop, b) SEM görüntüleri (Chu ve arkadaşları, 2004).

Araştırmacılar, yanma sentezi ile üretilen gözenekli NiTi ŞHA'daki genel gözenekliliğin hacimce %57.3 ve yüzeydeki gözeneklilik oranının yaklaşık %86 olduğunu belirtmişlerdir. Araştırmacılar bu oranların, numunedeki gözeneklerin üç boyutlu olarak birbirine bağlı olduğunu, bu tür gözenek özelliklerine sahip ŞHA'ların, implant için iyi tedavi koşulları oluşturulduğunu ve malzemenin sert doku implantları olarak kullanımı açısından mekanik bağlarla stabil bir ara yüz sağlayabilmesinin uygun olduğunu belirtmişlerdir. XRD testleri sonucunda malzemede östenit ve martenzit yapılar baskın fazlar olarak bulunduğu, yanma sentezi sonrasında  $Ti_2Ni$  (kararlı yapı) ve  $Ni_4Ti_3$  (yarı kararlı yapı) gibi birkaç ikinci fazın oluştuğunu gözlemlemişlerdir. İkinci fazların oluşumu, yanma sentezi ürünlerinde ortak bir özellik olduğu ve ham tozların yetersiz karıştırılmasından, yanma işlemine giren partikül boyutlarının yeterince küçük olmamasından kaynaklandığını belirtmişlerdir. İkincil fazların ortadan kaldırılması için 1050 °C sıcaklıkta 4 saat ısıl işlem uygulanan numunede ısıl işlem sonrası  $Ni_4Ti_3$  fazında keskin bir düşüş gözlemlenmiş, fakat  $Ti_2Ni$  fazında herhangi bir değişiklik görülmemiştir. Bu durumun,  $Ti_2Ni$  fazının kararlı yapıda olmasından kaynaklandığı belirtilmiştir. Mekanik testler sonucunda, nihai basınç dayanımı (208 MPa), kompakt insan kemiğinden daha yüksek ölçülmüştür ve sert doku implantların güç ihtiyacını karşılayabilir olduğu belirtilmiştir. Numunenin gerinim değeri %4.8 ve elastisite modülü 2.26 GPa olarak ölçülmüştür. Elde etmiş oldukları elastisite modülü değerinin, titanyum alaşımları (110 GPa) ve paslanmaz çelikler (210 GPa) gibi geleneksel katı biyomalzemelerden çok daha düşük olduğu belirtilmiştir.



(Miyazaki ve arkadaşları, 1999), NiTi ve Nikel-Titanyum-Bakır ( $Ni_{40}Ti_{50}Cu_{10}$ ) ŞHA tellerin yorulma ömrü çalışmalarında, üçüncü bir alaşım ilavesinin (Bakır) NiTi alaşımların yorulma ömrüne etkisini incelemiştir. Numuneler, yüksek frekanslı indüksiyon fırınından elde edilen külçelerden sıcak dövme, soğuk çekme ve ara tavlama ile 1 mm çapında tel olarak elde edilmiştir. ŞHA'lar 400 °C'de 1 saat tavllanmış ve suda soğutulmuştur. Deneysel çalışmalar, maksimum dönüşüm geriniminin artan bakır içeriği ile azaldığını göstermiştir (Şekil 3.6). Ayrıca, NiTi alaşımlarında 350 MPa olarak ölçülen gerilim histerezisi değeri %10 bakır ilavesiyle 100 MPa değerinde (%70 oranda düşüş) elde edilmiştir. Araştırmacılar değerler arasındaki farklılıkların alaşımların kristal yapısından kaynaklandığını belirtmişlerdir. Her iki alaşım için sıcaklığa bağlı yorulma ömrü, ara sıcaklık bölgesinde (50-95 °C) sıcaklık azaldıkça arttığını, düşük (35°C) ve yüksek sıcaklık (125°C) bölgelerinde sıcaklıktan bağımsız olduğunu gözlemlemişlerdir. İki farklı alaşımın faz dönüşüm sıcaklıkları Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) ile ölçülmüştür. Araştırmacılar,  $Ni_{40}Ti_{50}Cu_{10}$  alaşımında yorulma hasarının fazla görüldüğünü, NiTi alaşımına göre fazlar arasındaki geçişlerin (sıcaklık) çok sık aralıklarla gerçekleştiğini belirtmişlerdir. Ayrıca araştırmacılar, farklı sıcaklıklarda yapılan yorulma testleri sonucunda NiTi ikili alaşımının  $Ni_{40}Ti_{50}Cu_{10}$  alaşımına kıyasla çok daha iyi sonuçlar ortaya çıkardığını belirtmişlerdir.



Şekil 3.6. % bakır içeriğinin maksimum dönüşüm gerinimi ve gerilim histerezisine etkisi (Miyazaki ve arkadaşları, 1999).

(Jaureguizar ve arkadaşları, 2016), “NiTi süperelastik tellerin yorulma ömrü” çalışmalarında, farklı sıcaklık ve gerilim değerleri altında ve farklı çevrim sayılarında süperelastik tellerdeki yorulma ömrünü incelemeyi amaçlamışlardır. Deneysel

çalışmalar öncesinde NiTi ŞHA'lar, tavlama ve soğuk çekme işlemlerine tabi tutularak 0.5 mm çapında, oda sıcaklığında östenit yapıya sahip özellik kazandırılmıştır. Yorulma testleri “MTS 810” ve “INSTRON 8800” cihazlarında ASTM E8 standardında gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar deneylerini, 100 çevrimlik bir yorulma testi modeli oluşturarak (numunenin geometrik yapısının standart yorulma testi geometrisine uygun olmamasından dolayı) ve bu model üzerinden yorulma testleri uygulayarak gerçekleştirmişlerdir. Araştırmacılar, ilk çevrimde elde edilen %5.66'lık gerinim değerini, tam döngü için referans kabul etmiş, yük ortadan kaldırıldığında numune %4.06 gerinim değerine dönmüştür ve bu iki değer arasında  $\Delta\epsilon_c$  bağıntısını elde etmişlerdir. Çevrim sayısı arttıkça gerilim değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir. Malzemenin süperelastik çevrim parametreleri ve yorulma ömrü değerlerini (Çizelge 3.1) inceleyen araştırmacılar, analiz edilen numunenin ortalama yorulma ömrünün 10.000 çevrim olduğunu ve gerinim aralığı ya da ortalama gerinim değerlerinin sonuca etki etmediğini belirtmişlerdir. Ayrıca, yorulma ömrünü belirleyen etkili faktörün dönüşüm döngülerinin sayısı olduğunu ifade etmişlerdir. Sonuç olarak, her bir çevrimin telde kümülatif (birikmiş) hasar ortaya çıkardığı ve bu durumun bir sonraki çevrim sonuçlarına büyük etki ettiği belirtilmiştir.

Çizelge 3.1. Çevrim parametreleri ve elde edilen yorulma ömrü değerleri (Jaureguizahar ve arkadaşları, 2016).

Sıcaklık (°C)	$\Delta\epsilon$ (%)	$\sigma_{maks}$ (MPa)	$\sigma_2$ (MPa)	Yorulma Ömrü, Nf
25	1.16	518	199	13.597
	1.16	513	190	7.235
	2.29	513	180	10.685
	3.51	480	181	8.902
37	1.16	542	126	11.750
	1.15	568	135	6.418
	2.32	553	149	6.805
	2.29	561	155	7.442
	4.64	551	156	8.600
	3.74	562	165	8.940

Çizelge 3.1 (devam ediyor).

50	1.14	712	110	10.600
	2.28	661	152	5.178
	3.35	733	139	9.176

(Mahtabi, Shamsaei ve Rutherford, 2015), “ortalama gerinimin süperelastik NiTi alaşımlarının yorulma davranışı üzerindeki etkileri” çalışmalarında, süperelastik tellerdeki yorulma ve çevrimsel deformasyon davranışlarının yorulma ömrüne etkisini deneysel olarak incelemeyi amaçlamışlardır. ASTM E606/E606M-12 standartlarında hazırlanan süperelastik numune, tuz banyosunda 550°C sıcaklıkta 1 dakika ısıl işlem uygulanmış ve ardından buzlu suda soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar deneylerini, gerinim kontrollü koşullarda, çeşitli gerinim genliklerinde ( $\epsilon_a = \%0.4, \%0.5, \%1, \%1.1, \%1.25, \text{ ve } \%1.5$ ) ve üç farklı gerinim oranında ( $R\epsilon = -1, 0 \text{ ve } 0.5$ ) gerçekleştirmiştir. Deneysel çalışmalarında, çekme testi sonrasında malzemenin  $\%1-3.4$  aralığındaki gerinim değerlerinde analize uygun bir gerilim platosu (düzlüğü) oluşturduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, malzeme östenitik ve gerilme kaynaklı martenzitik bölgelerde farklı modüller sergilediği belirtilmiştir. Malzemenin östenit modülü ( $E_A = 73 \text{ GPa}$ ) ve gerilme kaynaklı martenzit modülü ( $E_M = 22 \text{ GPa}$ ) olarak ölçülmüştür.  $\%1$  ve  $\%3.4$  aralığındaki gerinim değerlerinde  $\%2.4$  olarak geniş bir gerilme aralığı ve sabit gerilme ( $\sigma_{AM,s} = 515 \text{ MPa}$ ) hesaplanmıştır. Farklı gerinim seviyelerinde ve oranlarında numunelerden yorgunluk testi sonuçları incelenmiştir. Çekme ve basma testlerinden elde edilen veriler, gerilime bağlı martenzit başlangıcının yaklaşık  $\%1$ , basma gerilmesinin  $700 \text{ MPa}$  olduğunu ve kalıntı gerilme olmaksızın  $\%3$ 'e kadar büyük gerilme genlikleri kazanılabileceğini belirtmişlerdir. Çevrim sayısı arttıkça gerilim platosu ortadan kalkmaya başlamış, tüm gerinim oranlarında gerilme aralığı artmıştır. Gerilme aralığındaki bu artışın, malzemedeki çevrimsel gerinim sertleşmesini ifade ettiği belirtilmiştir. Numuneye uygulanan gerilim  $515 \text{ MPa}$  değerini geçtiğinde, malzemedeki kalıntı martenzit oluşumu meydana gelerek ortalama stresi olumsuz yönde etkilemiştir. Araştırmalar; ortalama gerinimin, süperelastik malzemenin yorgunluk ömrüne önemli etkide bulunduğunu belirtmişlerdir. Maksimum gerinim uygulanan testlerde gerilim kaynaklı martenzit yapının oluştuğu ve malzemedeki geniş hacimli kırılmalar gözlemlendiği belirtilmiştir.

Bu durumun malzemenin yorgunluk davranışını önemli ölçüde etkilediği, numune yüzeyinden alınan görüntülerde Titanyum Karbür (TiC) partiküllerinin gözlemlendiği ve partiküllerin boyutu, yeri ve dağılımı malzemenin yorulma ömrüne etki ettiği belirtilmiştir.

(Tyc, Pilch ve Sittner, 2016), “NiTi süperelastik tellerin farklı gerilim bölgelerinde yorulma ömrü” çalışmalarında, çapları 50 µm olan, aynı dönüşüm gerilmelerine, farklı mikro yapı ve dönüşüm gerilmelerine (%3,1, %3,9, %4,7, %5,6 ve %6,7) sahip 5 süperelastik teli, farklı soğuk ve ısıtma işlemleri uygulayarak malzemenin yorulma ömrünü yapısal ve fonksiyonel olarak incelemeyi amaçlamışlardır. Araştırmacılar, ısıtma işlem uygulamalarını alışılmış ısıtma işlem fırını ve elektrik akımıyla termo-mekanik işlem uygulayarak gerçekleştirmişlerdir (Çizelge 3.2).

Çizelge 3.2. NiTi süperelastik tel numunelere uygulanan ısıtma işlem parametreleri (Tyc ve arkadaşları, 2016).

Soğuk İşlem (%)	Isıtma İşlem				
	45 W/mm <sup>3</sup> /50 ms	32 W/mm <sup>3</sup> /50 ms	350 °C/1 saat	380 °C/1 saat	350 °C/30 dak. + 425 °C/15 dak.
35	x		x	x	x
90		x			

Araştırmacılar yorulma testlerini, düşük gerilim oranında (0.001/s) ve 20 °C sabit sıcaklıkta gerçekleştirmişlerdir. Elektrik akımıyla ısıtma işlem uygulanan numunelerin, diğer numunelere oranla daha düşük dönüşüm gerilmesi sergilediği, dönüşüm gerilimlerinin arttığı, gerilim-gerilim eğrilerinde telin ortasında çekirdeklenen martenzitten kaynaklanan keskin akma noktalarının oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Numunelerin çevrim sayılarındaki artışın, dönüşüm gerilmesi değerlerinde büyük bir düşüşle sonuçlandığını belirten araştırmacılar, maksimum gerilim azalmasının, %90 soğuk işlenmiş, elektrik akımıyla ısıtma işlem uygulanmış numunede ölçüldüğünü belirtmişlerdir. Elektrik akımı uygulanan %35 soğuk işlenmiş malzemenin en düşük gerilim histerezis genişliği, %90 soğuk işlenmiş malzemenin ise en yüksek gerilim histerezis genişliği sergilediği belirtilmiştir. Çevrimler sonrası %40-50 oranında malzemelerin gerilim histerezis genişliklerinde düşüş gözlemlenmiştir (Çizelge 3.3).

Deneyleerde, dönüşüm gerilmesi ve gerinmesinde düşüş gözlemlendiği, farklı mikro yapıdaki malzemelerin aynı oranda düşüş sergilemesinin mikro yapıların yorulma ömrüne önemli etkide bulunmadığı sonucunu ortaya çıkardığı belirtilmiştir. Dönüşüm gerinimine bağlı olarak malzemelerin çevrim sayıları elde edilmiş, fırında ısıl işlem uygulanan numunelerin, elektrik akımı ile ısıl işlem uygulanan numunelere oranla daha iyi yorgunluk ömrü sergilediği gözlemlenmiştir.

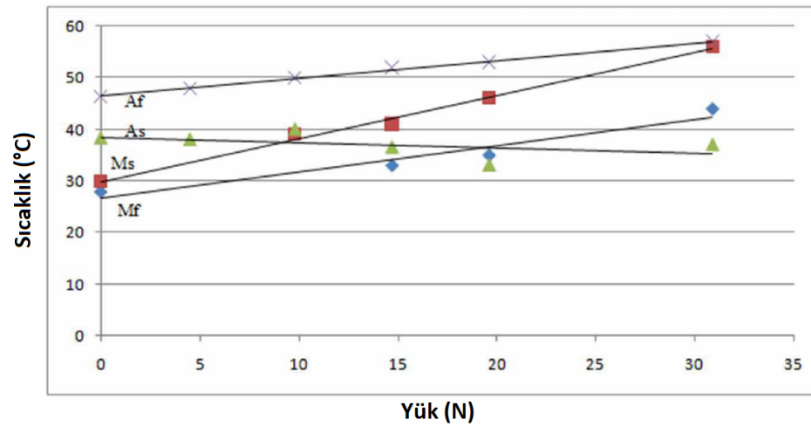
Çizelge 3.3. Isıl işlem uygulanmış NiTi süperelastik tellerin dönüşüm gerilmeleri ve gerilme histerezis genişlikleri (Tyc ve arkadaşları, 2016).

Soğuk İşlem (%)	Isıl İşlem	$\sigma^{A \rightarrow M}_{Lc}$ (MPa)	$\sigma^{A \rightarrow M}_{Nf}$ (MPa)	$\sigma_{hystLc}$ (MPa)	$\sigma_{hystNf}$ (MPa)
35	45 W/mm <sup>3</sup> /50 ms	591	375	299	167
35	350 °C/30 dak. + 425 °C/15 dak.	676	408	374	221
90	32 W/mm <sup>3</sup> /50 ms	622	348	373	191
35	350 °C/1 saat	695	474	308	139
35	380 °C/1 saat	693	439	346	172
$\sigma^{A \rightarrow M}_{Lc}$ İlk çevrimde üst dönüşüm gerilmesi, $\sigma^{A \rightarrow M}_{Nf}$ Son çevrimde üst dönüşüm gerilmesi, $\sigma_{hystLc}$ İlk çevrimde gerilme histerezis genişliği, $\sigma_{hystNf}$ Son çevrimde gerilme histerezis genişliği.					

(Adarsh ve Mallikarjun, 2014), “farklı kuvvet varyasyonlarının NiTi ŞHA’ların dönüşüm sıcaklığı üzerinde etkisi” çalışmalarında, 0.5 mm çap ölçüsüne sahip ŞHA tel numuneye belli ağırlıklarda (1, 1,5, 2 ve 3.4 kg) yük uygulamış, kademeli olarak 75 °C sıcaklığa kadar ısıtma işlemi ile malzemenin yük altındaki dönüşüm sıcaklığını analiz etmişlerdir. Deneyleer öncesinde malzemenin faz geçiş sıcaklıkları, martenzit  $M_s = 29.9$  °C,  $M_f = 27.9$  °C, östenit  $A_s = 38.3$  °C ve  $A_f = 46.6$  °C olarak ölçülmüştür. Araştırmacılar, deneysel çalışmalar sonrası faz dönüşüm sıcaklığı değerlerinin (Çizelge 3.4), malzemeye uygulanan kuvvetlerdeki artışlar ile değişkenlik gösterdiğini belirtmişlerdir (Şekil 3.7).

Çizelge 3.4. Çeşitli varyasyonlarda uygulanan yüklerin malzemenin faz dönüşüm sıcaklıklarında etkisi (Adarsh ve Mallikarjun, 2014).

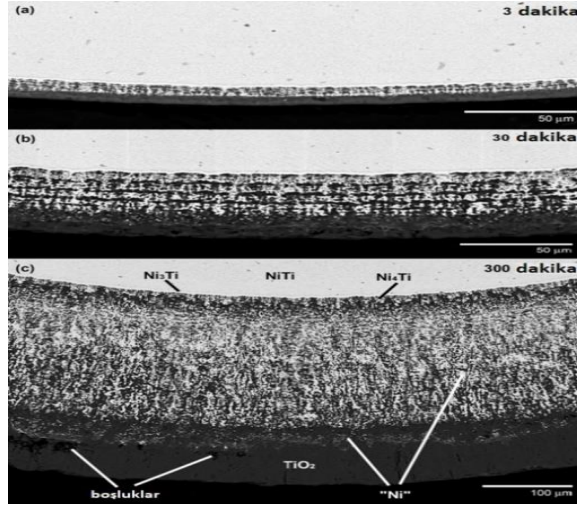
Kuvvet (kg)	M <sub>s</sub> (°C)	M <sub>r</sub> (°C)	A <sub>s</sub> (°C)	A <sub>r</sub> (°C)
1	39	33	40	50
1.5	41	37	36	49
2	53	36	33	47
3.15	57	44	37	58



Şekil 3.7. Çeşitli kuvvet uygulamalarında faz dönüşüm sıcaklığı varyasyonları (Adarsh ve Mallikarjun, 2014).

(Zhu, Trepanier ve Pelton, 2003), NiTi ŞHA'ların oksidasyon davranışı ve oksidasyonun korozyon direnci üzerindeki etkisi çalışmalarında, NiTi ŞHA'lardaki oksit oluşumunun faz dönüşümlerine ve malzemenin korozyon direncine etkisini araştırmışlardır. Deneysel çalışmalar öncesinde 3 mm çapındaki tel numune 1000 °C sıcaklıkta 30 dakika tavllanmış, ortaya çıkan oksit tabakası kaldırılarak elektro-parlatılmıştır. Oksidasyon çalışmalarında elektro-parlatılmış numune, 3, 10, 30, 100 ve 300 dakika boyunca 100 °C' lik artışlarla 400 °C ila 1000 °C aralığındaki sıcaklık değerlerinde hava fırınında oksitlendirilmiş, korozyon testi ASTM F2129 standartlarında gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalarda, 700 °C sıcaklığın altındaki ısıtma işlemlerinde oksit oluşmadığı gözlemlenmiştir. Benzer olarak, düşük sıcaklıkta (400 °C) ve kısa ısıtma süresinde (3 dakika) yapılan deneylerde yüzey altı oksit oluşumu gözlenmemiştir. Fakat aynı sıcaklık değerinde ısıtma işlem süresi 30 dakikaya çıkarıldığında Titanyum Dioksit (TiO<sub>2</sub>) oluştuğu, ısıtma işlem süresindeki artışın,

oksidasyon tabakasındaki kalınlığı arttırdığı belirtilmiştir. Ayrıca, 800 °C sıcaklığın üstünde yapılan deneylerde, Ni<sub>3</sub>Ti (%75 Nikel) ara yüzey tabakası ve Ni<sub>4</sub>Ti (yaklaşık %80-92 Nikel) geçişleri gözlemlendiği belirtilmiştir (Şekil 3.8).

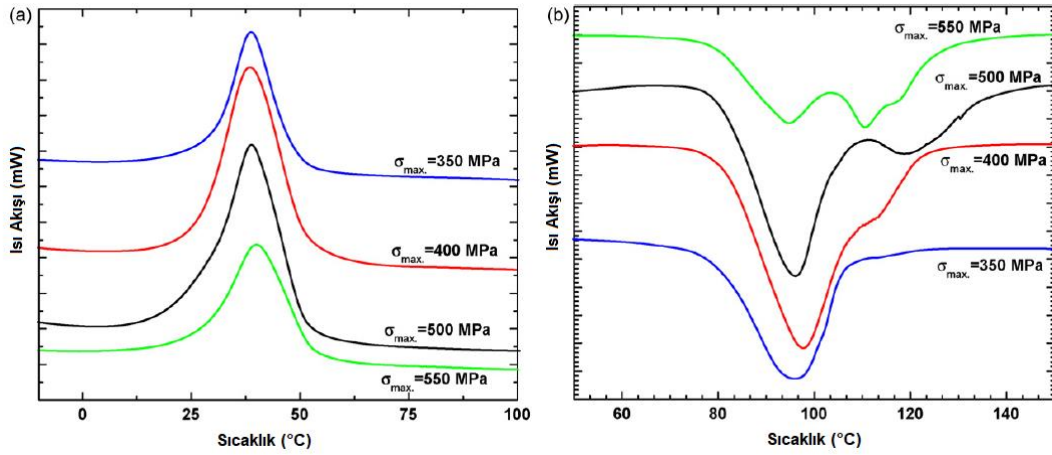


Şekil 3.8. Elektro parlatma ve ısıl işlem sonrası (1000 °C'de) numunenin kesit alanı görüntüsü (Zhu ve arkadaşları, 2003).

Araştırmacılar, artan ısıl işlem süreleriyle birlikte TiO<sub>2</sub> reaksiyonu oluştuğunu ve reaksiyon sonrası titanyum oranının azalarak saf nikel oluştuğunu belirtmişlerdir. Reaksiyon sonrası sırasıyla (NiTi+O<sub>2</sub> – Ni<sub>3</sub>Ti+TiO<sub>2</sub> – Ni<sub>4</sub>Ti+TiO<sub>2</sub> – Ni+TiO<sub>2</sub>) fazları gözlemlenmiştir. Oksitlenmiş numunelerin kırılma gerilimlerine dayalı korozyon dirençlerini incelenmek için yüzey altı katmanlarda ölçümler yapan araştırmacılar, elektro-parlatılmış numunede yapılan incelemelerde 0.01 – 0.1 µm aralığındaki derinlikte kırılma gerilimini 1030 mV olarak ölçüldüğünü belirtmişlerdir. Kırılma gerilimi, numune yüzeyinde koruyucu platin kaplama olması nedeniyle 0.1 – 10 µm aralığındaki derinlikte oksidasyon sebebiyle kırılma gerilimi keskin bir düşüş sergilendiğini, 10 µm'den daha derine inildiğinde ise kırılma gerilimi artış gösterdiğini belirtmişlerdir. Araştırmacılar, kaplama yapılmış yüzeyde korozyon direncinin iyi sonuçlar verdiğini, oksidasyonun, numunenin korozyon direncini düşürdüğünü belirtmişlerdir. Zhu ve arkadaşları; numuneye %3 değerinde gerinim uygulandığında kırılma gerilimi değerinde düşüş gözlemlendiğini, bu durumun, deformasyon sonrası oksit bölgesindeki çatlaklardan kaynaklandığını belirtmişlerdir. Ni açısından zengin fazların varlığının, Ni bileşiklerinin korozyon direncinin düşük olmasından dolayı malzemenin korozyon direncini düşüren bir başka sebep olduğu belirtilmiştir.

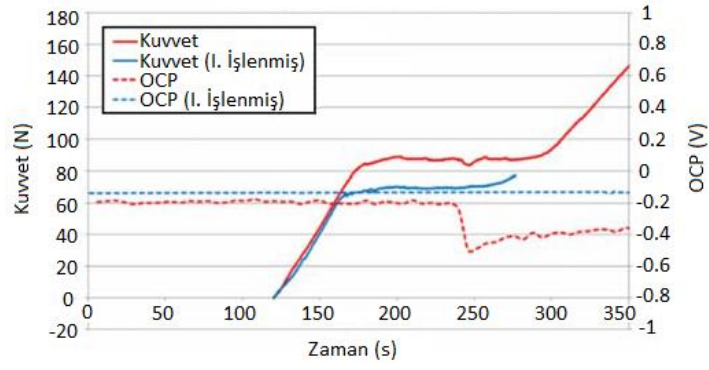
(Nayan, Buravalla ve Ramamurty, 2009), “mekanik çevrimlerin martenzitik ŞHA’ların gerilim-şekil değiştirme özelliğine etkisi” çalışmalarında, NiTi ŞHA’ın ortam sıcaklığında yük kontrollü gerilim-gerinim yorgunluk ömrü davranışı üzerine deneysel bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalar öncesinde 60 mm x 5 mm x 2 mm boyutlarına sahip numune 600 °C sıcaklıkta 30 dakika tavlannmıştır. Yapılan işlemler sonrası malzemenin faz geçiş sıcaklıkları;  $M_s= 63$  °C,  $M_f= 29$  °C,  $A_s= 68$  °C ve  $A_f= 105$  °C olarak ölçülmüştür. Araştırmacılar deneylerini, oda sıcaklığında yük kontrollü koşullarda sabit gerilim oranı ( $R= 0.1$ ) ve frekans (5 Hz) değerinde gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalarda, yapılan çekme testi sonrasında 180 MPa gerilim değerinde gerilim platosu olduğu gözlemlenmiştir. Çevrimler sonrası ( $N= 100$ ) çeşitli gerilim genliklerinde gerilim-gerinim histerezis döngüleri elde edilerek tüm gerilim aralıklarında döngülerin doğrusal genişliğe ve yükleme-boşaltma tepkisine sahip olduğunu belirtmişlerdir. Gerilim arttıkça, histerezis döngüleri gerinim ekseninde sağa doğru hareket ettiğini ve bu durumu numunelerde birikmiş olan fazla miktarda gerinimlere bağlamışlardır. Biriken plastik gerinimlerin, numunelerin yorulma ömrüne etkisinin oldukça önemli olduğunu belirten araştırmacılar, ilk çevrimlerde ( $N= 10-20$ ) plastik gerinim değerinin hızla arttığını belirtmişlerdir. Bu durumun, yüksek yoğunluklu dislokasyonlardan ve döngüsel deformasyon nedeniyle ikizlenmelerden kaynaklandığını ifade etmişlerdir. Östenitik ve martenzitik alaşımlar için yorulma ömürlerinin kıyaslanabilmesi açısından, numunelerin histerezis genişliği ve geri kazanılabilir deformasyon enerjisini analiz etmişlerdir. Tüm gerilim genliklerinde östenitik alışımda elde edilen değerlerin önemli ölçüde olduğu, diğer yandan yüksek gerilim değerlerinde ( $\sigma > 300$  MPa) martenzitik alaşımların östenitik alaşımlara kıyasla daha yüksek yorulma ömrüne sahip olduğunu gözlemlemişlerdir. Östenitik alaşımlarda yorulma direncinin düşmesini, gerilim kaynaklı martenzitin oluşmasından kaynaklandığı ve numunelerdeki çevrimler sonrası yorgunluğun, faz geçiş sıcaklıklarını etkilediği belirlenmiştir (Şekil 3.9).





Şekil 3.9. Yorulma testi sonrasında malzemelerin a) soğutulma, b) ısıtılmaları sırasında DSC analizleri (Nayan ve arkadaşları, 2009).

(Capek ve arkadaşları, 2012), “ısıl işlemin NiTi tellerde gerilim korozyonuna etkisi” çalışmalarında, ısıl işlem uygulanmış ve işlem uygulanmamış olan numunelere mekanik yük uygulayarak numunelerin elektrokimyasal korozyon dirençlerini incelemeyi amaçlamışlardır. Deneysel çalışmalarında, 0.45 mm çapında stent-greft protezi kullanmışlardır. Isıl işlem, 500 °C sıcaklıkta 5 dakika süreyle uygulanmış, numunelerin elektrokimyasal davranışını test etmek için çözelti sıcaklığı 23 °C olan, %0.9 Sodyum Klorür (NaCl) içeren sulu çözelti hazırlanmıştır. Çözelti uygulamasının ardından numunelere 2 dakika boyunca mekanik yük uygulanmıştır ve açık devre potansiyelleri (OCP) ölçülmüştür (Şekil 3.10). Isıl işlem uygulanan numunelerde elektrokimyasal pasif davranışta değişiklik görülmediği, ısıl işlem uygulanmamış numunelerde, östenitik-martenzitik dönüşümler sırasında şiddetli OCP düşüşleri gözlemlendiği belirtilmiştir. Araştırmacılar, zamanla sınırlı aktif-pasif değişimleri, malzeme yapısındaki değişikliklerden dolayı yüzey koruyucu oksit tabakasının yüzeyindeki mekanik parçalanmalardan, bozulmalardan kaynaklandığını belirtmişlerdir. Yüzeydeki mikro yapısal bozulmaların da gerilim birikimi sonrası meydana gelebileceğini belirtmişlerdir.



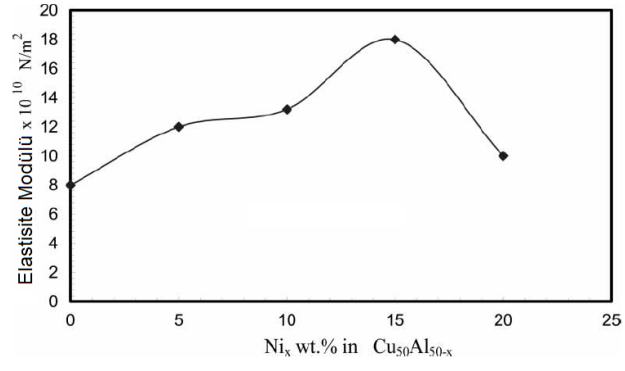
Şekil 3.10. Isıl işlem uygulanmış-uygulanmamış numunelerin gerilme-zaman ve OCP eğrileri (Capek ve arkadaşları, 2012).

(Oncel ve Acma, 2017), “Isıl işlem sıcaklığı ve süresinin NiTi ŞHA implant malzemesinin özellikleri ve kullanımı üzerine etkisi” çalışmalarında, süperelastik ve şekil hafıza davranışlarının kazanılması için uygulanan ısıl işlem parametrelerinin NiTi alaşımlarının mikro yapısı üzerine etkisini araştırmışlardır. Çalışmalarında, çapı 0.12 mm ve oda sıcaklığında östenit yapıya sahip ( $A_f = 15 \text{ }^\circ\text{C}$ ) NiTi alaşımlı tel kullanmışlardır. Deneysel çalışmalarında numuneler, iki farklı koşulda (sabit sıcaklık ve zaman) ısıl işlem uygulanarak incelenmiştir. Sabit zamanda (10 dakika) dört adet numuneye, 540, 550, 560 ve 570  $^\circ\text{C}$  sıcaklıkta ısıl işlemler uygulanmıştır. Sabit sıcaklıkta ise (550  $^\circ\text{C}$ ) yedi adet numuneye, 8, 9, 10, 11, 12, 13 ve 14 dakika ısıl işlem uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlemler sonrasında, numunelerin mikro yapılarında  $\text{Ni}_4\text{Ti}_3$  çökeltilerinin olduğu gözlemlenmiştir. Sabit zamanda, farklı işlem sıcaklıklarında uygulanan ısıl işlemlerde, ısıl işlem sıcaklığının artması,  $\text{Ni}_4\text{Ti}_3$  çökeltilerinin biçiminde ve boyutunda değişikliğe neden olduğu gözlemlenmiştir. Sabit sıcaklıkta ısıl işlem süresinin artması, mikro yapının çözünmesine ve  $\text{Ni}_4\text{Ti}_3$  çökeltilerinin ince tanecik boyutunda yeniden çökmesine neden olduğu belirtilmiştir. Araştırmacılar, ön çapraz bağ ve oklüder üretiminde geri çekme kuvveti için üst sınırın 15 N olduğunu ve yapılan incelemelerde 540 ve 550  $^\circ\text{C}$  sıcaklıklarda, 10 dakikayı geçmeyen ısıl işlemlerde uygun değerler elde edildiğini ifade etmişlerdir (Çizelge 3.5).

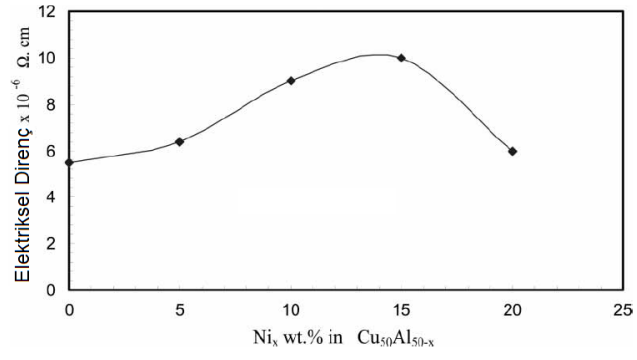
Çizelge 3.5. Farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan ısı işlemler sonrası numunelerin mekanik test sonuçları (Oncel ve Acma, 2017).

	540 °C/10 dak.	550 °C/10 dak.	560 °C/10 dak.	570 °C/10 dak.
<b>Yorulma Ömrü</b>	23.209.000	21.448.000	16.103.000	11.907.000
<b>Geri Çekme Kuvveti</b>	9.4 N	11.8 N	17.8 N	23.2 N
	550 °C/8 dak.	550 °C/10 dak.	550 °C/12 dak.	550 °C/14 dak.
<b>Yorulma Ömrü</b>	24.102.000	21.448.000	19.098.000	13.605.000
<b>Geri Çekme Kuvveti</b>	9.1 N	11.8 N	15.1 N	21.8 N

(Kamal ve Gouda, 2008), “Hızlı soğutulan ergitilmiş Bakır-Alüminyum-Nikel ( $Cu_{50}Al_{50-x}Ni_x$ ) ŞHA’ların elektriksel ve mekanik özellikleri” çalışmalarında, Cu-Al ikili alaşımlarına nikel ilavesinin ŞHA’ların elektriksel ve mekanik özelliklerine etkisini deneysel olarak incelemeyi amaçlamışlardır. ŞHA, yüksek frekanslı indüksiyon ocağında saf Cu, Al ve Ni tozlarının 1200 °C sıcaklıkta ergitilmesiyle ve ergiyen malzemenin  $10^5$  k/s soğutma hızında soğutulmasıyla elde edilmiştir. Araştırmacılar, şerit şekli verilen numunenin 0.05 mm kalınlık ve 100 mm genişliğe sahip olduğunu belirtmişlerdir. Deneysel çalışmaların, farklı Ni alaşım oranlarında (%5, %10, %15, %20 ve %25) ve nikel alaşımsız olmak üzere gerçekleştiği, Cu-Al ikili alaşımına Ni ilavesinin, numunenin elastisite modülünü önemli ölçüde etkilediği gözlemlenmiştir (Şekil 3.11). Cu-Al ikili alaşımın elastisite modülü ( $8 \times 10^{10}$  N/m<sup>2</sup>), %15 Ni ilavesi sonrası %125 artış ( $18 \times 10^{10}$  N/m<sup>2</sup>) gösterdiğini belirten araştırmacılar, Ni ilavesi sonrası elastisite modülü değerindeki artışın, bileşikler tarafından oluşan iyonik ve kovalent bağlardan kaynaklandığını belirtmişlerdir. Numunelerin elektriksel direnç ölçümlerinde, Cu-Al ikili alaşımı  $5.5 \times 10^{-6}$  Ω.cm değerindeki elektriksel direnci, %15 Ni ilavesi sonrası %80 artış  $10 \times 10^{-6}$  Ω.cm göstermiştir (Şekil 3.12). Araştırmacılar, elektriksel dirençteki artışın, metaller arası bileşiklerin oluşmasından kaynaklandığını belirtmişlerdir.



Şekil 3.11. Cu<sub>50</sub>Al<sub>50-x</sub>Ni<sub>x</sub> alaşımların elastisite değerleri (Kamal ve Gouda, 2008).



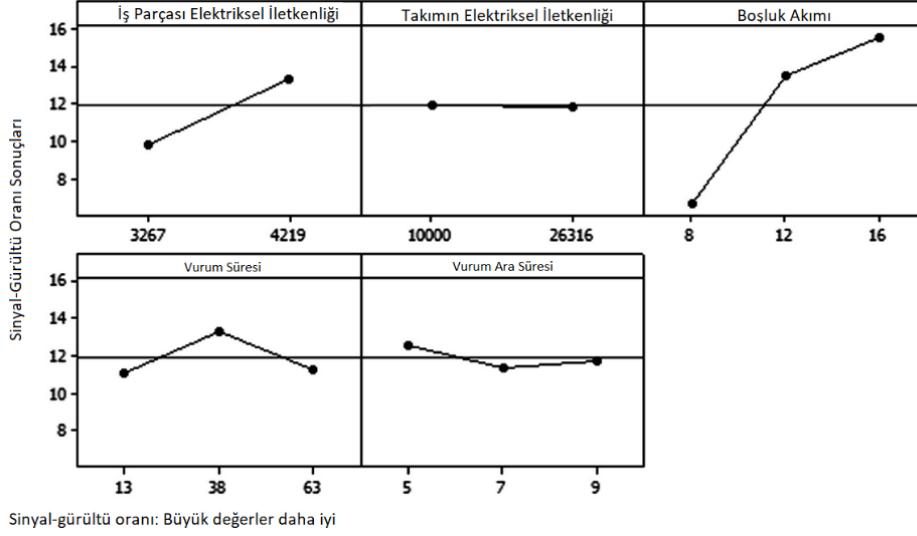
Şekil 3.12. Cu<sub>50</sub>Al<sub>50-x</sub>Ni<sub>x</sub> alaşımların elektriksel direnç değerleri (Kamal ve Gouda, 2008).

### 3.2. NİTİ ŞHA'LARIN ŞEKİLLENDİRİLMELERİNDE KULLANILAN GELENEKSEL VE MODERN İMALAT YÖNTEMLERİ İLE İLGİLİ ÇALIŞMALAR

(Kaynak ve arkadaşları, 2013), NiTi ŞHA'ların, kuru, ön ısıtmalı ve kriyojenik koşullarda torna tezgahı ile işlenmesi sırasında kesici takım üzerinde oluşan takım aşınması ve kesme kuvvetlerinin analizi çalışmalarında, 10 mm çapında, NiTi ŞHA numuneyi, KC5410 sınıfı Titanyum Diborür (TiB<sub>2</sub>) kaplanmış "DCGT 11T308HP" kesici takım ile tornalamışlardır. Talaş kaldırma deneylerini, 15 kW güce sahip bilgisayarlı sayısal kontrollü (CNC) torna tezgahında sabit ilerleme hızı (0.1 mm/dev) ve kesme derinliği (0,5 mm) ile üç farklı kesme hızlarında (12,5, 25 ve 50 m/dak), sıvı azot, ön ısıtmalı ve kuru ortamlarda gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalarında kesme hızı arttıkça esas kesme kuvvetinin arttığı belirtilmiştir. En yüksek esas kesme kuvveti (200 N) 50 m/dak kesme hızında, en düşük esas kesme kuvveti ise (155 N) 12,5 m/dak kesme hızında kriyojenik koşullarda elde edilmiştir. Artan kesme hızları radyal ve ilerleme kuvvetlerini azalttını (kriyojenik şartlarda), diğer koşullarda ise kesme hızının artmasının kesme kuvvetlerini de beraberinde arttırdığını belirtmişlerdir. Kesme hızının artmasıyla kesici takımın burun bölgesinde takım aşınmasının kuru ve ön ısıtmalı koşullarında önemli boyutta arttığı, kriyojenik işlemede ise bu oranın önemli ölçüde azaldığı belirtilmiştir.

(Gaikwad ve Jatti, 2018), Elektro Erozyon ile İşleme (EEİ) tezgâhı kullanılarak NiTi ŞHA'ların kriyojenik koşulda talaş kaldırılma oranının optimizasyonu çalışmalarında, akım, vurum süresi, iş parçası ve elektrotun elektrik iletkenliği parametrelerini Taguchi'nin L<sub>36</sub> ortagonal dizisine göre düzenleyerek talaş kaldırma deneylerini gerçekleştirmişlerdir. Talaş kaldırma deneyleri, Ø20 mm x 20 mm ölçülerine sahip NiTi alaşımlar kullanılarak, üç farklı seviyede elektrolitik bakır elektrot kullanılarak, -185 °C kriyojenik işleme koşulunda gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar, iş parçasının elektriksel iletkenliğinin (%14,3) ve akımın (%70,5) talaş kaldırma işlemine doğrudan etki ettiğini belirtmişlerdir (Şekil 3.13). Ayrıca iş parçasının 3267 s/m elektriksel iletkenliği değerinin 4219 s/m değerine arttırıldığında talaş kaldırma oranı %40 artış, akım değerinin 8 A'den 16 A'e değerine çıkarıldığında ise %100 artış gösterdiğini tespit etmişlerdir. Düşük vurum sürelerinde vurum süresi artış gösterdiğinde talaş

kaldırma oranı (%27) artış, yüksek vurum sürelerinde vurum süresi arttıkça talaş kaldırma oranı (%25) düşüş gösterdiği belirtilmiştir.

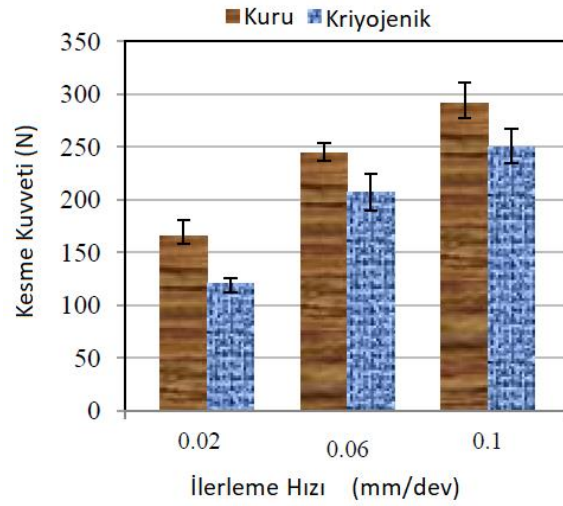


Şekil 3.13. İşlem parametrelerinin talaş kaldırma oranına etkisi (Gaikwad ve Jatti, 2018).

(Aslantas ve Kaynak, 2019), NiTi ŞHA'ların mikro frezelenmesi ve kritik talaş kalınlığının belirlenmesi çalışmalarında, mikro frezeleme koşullarında kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü ve çapak genişliğindeki değişimleri incelemişlerdir. Talaş kaldırma işlemlerinde, oda sıcaklığında östenitik bir yapıya sahip, daha düşük sıcaklıklarda ise martenzite dönüşen ŞHA'ı, kesici kenar radyüsü 1.5  $\mu\text{m}$  olan, 0.5 mm çapında iki ağızlı mikro karbür freze uçları kullanılarak mikro frezeleme işlemine tabi tutmuşlardır. Talaş kaldırma deneylerinde, belirlenen parametrelerin etkilerini görmek için yedi farklı kesme hızı ve talaş derinliği ile altı farklı ilerleme değerini kullanmışlardır. Mikro frezeleme esnasında meydana gelen kuvvetlerin ölçümü için Kistler 9119AA1 dinamometre, yüzey pürüzlülüğü ölçümleri için Nanobea 3D optik yüzey profilometresini kullanmışlardır. Kesme işlemi sonrasında, her bir kanaldan 0.5x0.5 mm'lik bir alanda ortalama yüzey pürüzlülüğü alansal olarak ölçülmüştür. Ayrıca işlenen her bir kanaldan çapak genişliği ölçümü SEM ile yapılmıştır. Aslantas ve Kaynak deneysel çalışmalarında, ilerleme değerinin  $f_z < 0.5 \mu\text{m}/\text{diş}$  olduğu durumlarda kesme kuvvetinin ve ortalama yüzey pürüzlülüğünün artış gösterdiğini gözlemlemişlerdir. Bu durumu, kesme işleminin daha çok kazınma ağırlıklı olarak gerçekleştiğine bağlamışlardır. Kritik ilerleme değerinden ( $f_z = 0.5 \mu\text{m}/\text{diş}$ ) daha büyük

ilerleme değerlerinde kesme kuvvetleri, artan ilerleme değerine bağlı olarak artmıştır. Artan kesme hızına bağlı olarak kesme kuvvetleri artış göstermiştir. Talaş derinliğinin 20 µm'nin üzerinde olması, işlenen yüzeylerde talaş sıvanmalarının meydana gelmesine neden olmuş ve bu durum ortalama yüzey pürüzlülüğünün artmasına sebep olmuştur. Yüzey kalitesi ve çapak oluşumu 0.5 µm/diş ilerleme değerinden daha düşük değerlerde olumsuz sonuçlar vermiştir. Araştırmacılar, yüzey pürüzlülüğü açısından en uygun ilerleme değeri 0.5 µm olduğunu, minimum kesme kuvveti için talaş derinliğinin  $a_p \leq 80$  µm ve kesme hızının en düşük alınması gerektiğini belirtmişlerdir.

(Kaynak ve arkadaşları, 2011), NiTi ŞHA' ların kriyojenik soğutma sıvılı ve soğutma sıvısız ortamda tornalama işlemi çalışmalarında, iki farklı koşulda oluşan kesme kuvvetleri, iş parçası ortalama yüzey pürüzlülüğü, faz dönüşüm sıcaklığı, mekanik özellikleri ve mikro sertlik değerlerini karşılaştırmışlardır. Araştırmacılar talaş kaldırma deneylerini, 10 mm çapında oda sıcaklığında martenzit fazda bulunan NiTi alaşımını, -196 °C kriyojenik ve kuru ortamda kaplamasız karbür kesici takım (CNGG 120404) ile sabit kesme derinliği (0.65 mm), kesme hızı (80 m/dak), üç farklı ilerleme hızında (0.02, 0.06 ve 0.1 mm/dev) kriyojenik ve kuru ortamda gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalarında, ilerleme oranı arttıkça her iki koşulda da esas kesme kuvvetinin artış gösterdiği belirtilmiştir (Şekil 3.14). Kriyojenik işleme koşulunda elde edilen kesme kuvvetleri, kuru işleme koşulunda elde edilen kesme kuvvetlerine göre düşük değerlerde elde edilmiştir. Bunun sebebi, kriyojenik işlemeye bağlı olarak iş parçasının martenzit fazında kalmasına bağlanmıştır. Kuru kesme koşullarında kesme kuvvetlerinin yüksek elde edilmesinin sebebi ise talaş kaldırma esnasında martenzit yapıdaki ŞHA'nın sıcaklığının artışına bağlı olarak faz yapısının östenit faz yapısına dönüşmesine bağlamışlardır. İlerleme oranının artması ortalama yüzey pürüzlülük değerlerinin artışına neden olmuştur. Kriyojenik işleme koşulunda elde edilen ortalama yüzey pürüzlülük değerleri, tüm ilerleme parametrelerinde kuru işleme koşulunda elde edilen ortalama yüzey pürüzlülük değerlerinden daha düşük değerlerde elde edilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri, iş parçası yüzeylerinin 200 µm altına kadar, üç farklı durumda (işlenmemiş, kriyojenik ve kuru) ele alınmıştır. Talaş kaldırma işlemleri, numunelerde mikro sertliğin artmasıyla sonuçlanmıştır. Kriyojenik koşulda işlenen numunelerde mikro sertliğin yüksek olduğu, yüzeyden derine inildikçe bu oranın azaldığı tespit edilmiştir.



Şekil 3.14. Kriyojenik ve kuru işleme koşullarında ilerleme hızının kesme kuvvetine etkisi (Kaynak ve arkadaşları, 2011).

(Bisaria ve Shandilya, 2018), NiTi ŞHA'ların tel erozyon tezgâhında (WEDM) Ø0.25 mm pirinç tel elektrot kullanılarak işlenmesinde işleme parametrelerinin (Çizelge 3.6) talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülük değerine etkilerini araştırmışlardır.

Çizelge 3.6. İşleme Parametreleri ve Seviyeleri (Bisaria ve Shandilya, 2018).

Parametreler	Seviye 1	Seviye 2	Seviye 3	Seviye 4	Seviye 5
Vurum Süresi ( $\mu$ s)	18	20	22	24	26
Vurum Ara Süresi ( $\mu$ s)	48	49	50	51	52
Maksimum Akım (A)	160	170	180	190	200
Ark Voltaj Aralığı (V)	7				
Tel İlerleme Oranı (m/dak)	4				
Tel Gerilimi (kgf)	5				
Dielektrik Basıncı (kg/cm <sup>2</sup> )	7				
Ortam Sıcaklığı (°C)	25				

DeneySEL çalışmalarında, vurum süresi arttıkça talaş kaldırma oranının ve ortalama yüzey pürüzlülüğünün artış gösterdiği, vurum ara süresi değeri arttığında ise talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülüğünün düşüş gösterdiği, maksimum akım değerinin artırılması ile talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülüğünün artış gösterdiği belirtilmiştir.



(Khalil ve arkadaşları, 2018), NiTi ŞHA'ların, kuru ve Minimum Miktarda Yağlama (MQL) koşullarında torna tezgâhı ile işlenmesi sırasında oluşan kesme kuvveti ve takım aşınmasının analizi çalışmalarında, Ø30 mm ve uzunluğu 100 mm olan oda sıcaklığında östenit yapıya sahip NiTi ŞHA numuneler, TNMG160408-MR4 formuna sahip kesici takım ile tornalanmıştır. Talaş kaldırma deneyleri, CHEVALIER FCL-608 CNC torna tezgahında, MQL için Alüminyum Oksit (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) nano parçacıkları kullanılarak, Çizelge 3.7'de gösterilen parametreler doğrultusunda, kuru ve MQL koşullarında gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalarında, kesme hızı arttıkça esas kesme kuvvetinin azaldığı belirtilmiştir. Bu durumu, kesme hızının artmasıyla kesme bölgesindeki sıcaklığın artması ve bunun sonucunda kesici takımdan talaş akışının kolaylaşmasından kaynaklanmakta olduğu belirtilmiştir. İlerleme değerinin artışına bağlı olarak elde edilen kesme kuvveti artış göstermiştir. MQL koşulunda yapılan talaş kaldırma işleminde elde edilen kesme kuvvetleri, kuru kesme işlemine kıyasla %6 - 10 oranında daha düşük değerlerde elde edilmiştir. MQL kullanılarak yapılan talaş kaldırma işleminde, kuru kesme işlemine kıyasla takım aşınmalarının %4.2–34.5 oranında düşüş gösterdiği belirtilmiştir. Sabit ilerleme hızı (0.05 mm/dev) değerinde kesme hızı arttıkça takım aşınma uzunluğu azalmıştır (Seviye 1, 2 ve 3). İlerleme hızı 0.1 mm/dev değerine arttırıldığında, 4. ve 5. seviyelerde takım aşınma uzunluğunun azaldığı fakat 6. seviyede bu uzunluğun oldukça arttığı gözlemlenmiştir. Khalil ve arkadaşları bu durumu, kesme ve ilerleme hızındaki artışın birleşik etkisinden kaynaklandığını belirtmişlerdir.

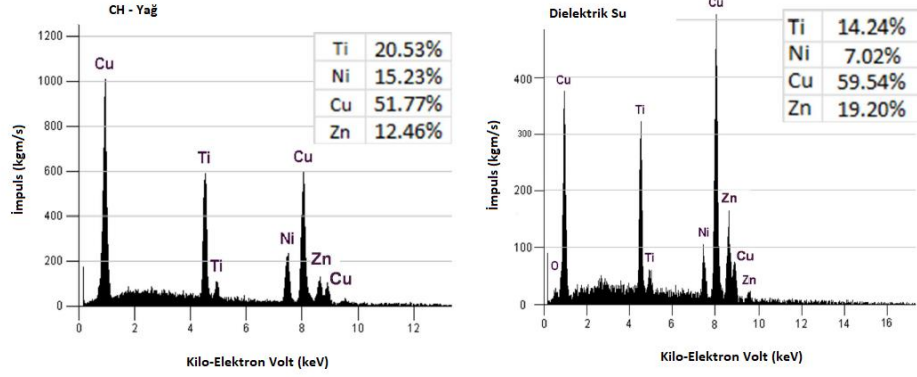
Çizelge 3.7. İşleme Parametreleri ve Seviyeleri (Khalil ve arkadaşları, 2018).

Deney Seviyeleri	Kesme hızı, V <sub>c</sub> (m/dak)	İlerleme hızı, f (mm/dev)	Kesme derinliği, ap (mm)
1 & 4	12.5	0.05, 0.1	0.5
2 & 5	25	0.05, 0.1	0.5
3 & 6	50	0.05, 0.1	0.5

(Liu ve Guo, 2015), NiTi ŞHA'ların tel erozyon tezgahıyla üç farklı kesme parametresinde (yüksek, normal ve düşük Talaş Kaldırma Miktarı (TKM)) işlenmesinde, numunenin yüzey topolojisi, mikroyapısı, ortalama yüzey pürüzlülüğü ve difüzyon oluşumuna etkilerini araştırmışlardır. Talaş kaldırma deneylerinde,

50x25x1.4 mm ölçülerine sahip NiTi ŞHA numune, Ø0.25 mm olan pirinç tel elektrot (CuZn36) ve iki farklı dielektrik sıvı (CH yağı ve dielektrik su) kullanmışlardır. Yüksek TKM yüksek deşarj, normal TKM düşük deşarj ve düşük TKM en düşük deşarj enerjisinde elde edilmiştir. Talaş kaldırma işlemi sonrasında, ortalama yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı, enerji dağılımlı x-ışını spektrometresi (EDS) ve SEM kullanılarak gerekli ölçüm işlemlerini yapmışlardır. Araştırmacılar, yüzey topolojisi incelendiğinde nispeten yüksek deşarj enerjisine sahip yüksek TKM modunda, talaş kaldırılan yüzeyden kopan malzemelerin dielektriğe sıçraması ve hızla soğuması sonrasında yeniden katılmış olduğunu, işlenmiş yüzeyler üzerinde ince küresel artıklar halinde biriktiğini ve mikro çatlaklar oluştuğunu belirtmişlerdir. Dielektrik suyun CH yağına kıyasla daha yüksek söndürme özelliğine sahip olması nedeniyle dielektrik suyun, malzeme yüzeyinde ince mercan kayalığı görünümlü bir yapı oluşturduğu belirtilmiştir. Yüksek TKM modunda oluşmuş olan mikro çatlaklar, normal TKM modunda CH yağının kullanılmasıyla oluşmadığını, dielektrik suda ise mikro çatlaklar oluştuğu belirtilmiştir. Araştırmacılar bu durumun, dielektrik sudaki yüksek soğutma özelliğinden ve oluşan yüksek artık gerilmelerden kaynaklandığını belirtmişlerdir. Çok düşük deşarj enerjisine sahip düşük TKM modunda, erimiş malzemenin dielektriğe tamamen püskürtülecek kadar yüksek basınç değeri olmadığı için yüzeylerde küresel artıklar çok az görülmüştür. Talaş kaldırılan yüzeyler incelendiğinde, yüksek TKM modunda yüksek deşarj enerjisinden dolayı ortalama yüzey pürüzlülük derinliği ve genişliği değerlerinin diğer kesme yöntemlerine oranla fazla olduğu gözlemlenmiştir. Farklı bir durum olarak, dielektrik su kullanıldığında yüksek TKM modunda yüzey pürüzlülük değeri (2.45 µm) iken, normal TKM modunda (3.69 µm) değerine artış göstermiştir. Araştırmacılar bu durumun, yüksek TKM modunda işleme sonrasında ortaya çıkan mikro çatlakların normal TKM modunda ortadan kaldırılamamasından kaynaklandığını belirtmişlerdir. Malzemenin mikroyapısı incelendiğinde, yüksek TKM yöntemi sonrası kesintili ve düzensiz gözenekli beyaz tabakanın meydana geldiği gözlemlenmiştir. Bu durum, yüksek deşarj enerjisinden dolayı alt yüzeye daha derin nüfus eden yüksek sıcaklıktan kaynaklandığı belirtilmiştir. Genel olarak malzemenin ilgili prosesler sonrası mikroyapısının tutarlı ve değişmemiş olduğu görülmüştür. Deşarj enerjisinin yüksek olduğunda pirinç elektrot ile NiTi alaşımı aşınmış ve kimyasal reaksiyon göstererek malzeme yüzeyinde çeşitli bileşikler meydana getirmiştir (Şekil 3.15). Dielektrik su kullanılan işlemlerde

difüzyon oranı daha fazla olduğu ve bu durumun yüksek soğutma hızından kaynaklandığı belirtilmiştir.



Şekil 3.15. Tel erozyon tezgahı ile işlenmiş yüzeylerde elementlerin kantitatif EDS analizi (Liu ve Guo, 2015).

(Kulkarni ve arkadaşları, 2018), NiTi süperelastik malzemelerin tel erozyon tezgahı ile işlenmesinde işleme parametrelerinin optimizasyonu çalışmalarında, elektrot ilerlemesi, vurum süresi, vurum ara süresi ve kıvılcım aralığındaki gerilim miktarının talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkilerini araştırmışlardır. Araştırmacılar ilgili parametreler doğrultusunda, maksimum talaş kaldırma oranı ve minimum ortalama yüzey pürüzlülük değeri elde etmeyi amaçlamışlardır. Talaş kaldırma deneylerini, 100x180x2 mm ölçülerine sahip Ni<sub>55.74</sub>Ti<sub>44.26</sub> süperelastik alaşımı, Ø0.25 mm olan pirinç tel elektrot kullanılarak, dört farklı işlem parametresi ve üç farklı seviyede (Çizelge 3.8), Electronica Ecocut tel erozyon tezgâhı kullanılarak gerçekleştirmişlerdir. Ortalama yüzey pürüzlülüğü ölçümü için “Carl Zeiss SURFCOM 1500SD2”, talaş kaldırma oranını belirlemek için “Faro Gage CMM” ölçüm cihazı kullanılmıştır. Deneysel çalışmalar, Taguchi metodunun standart L9 ortogonal dizisine göre yapılmıştır. Araştırmacılar, elde edilen deney sonuçlarını varyans analizi ile incelemiş ve elektrot ilerleme değerinin optimum sonuçlar elde edilmesinde en önemli parametre olduğunu (%38,33) belirtmişlerdir. Bununla birlikte, vurum süresi (%32,48), vurum ara süresi (%20,12) ve kıvılcım aralığı gerilimi (%9,07) optimum sonuçlar alınmasında etkili olmuştur. Araştırmacılar, tek yönlü ortalamaların analizi (ANOM) ile test sonuçlarını karşılaştırmış ve optimum parametrenin, vurum süresi (115 µs), vurum ara süresi (25 µs), elektrot ilerlemesi (6

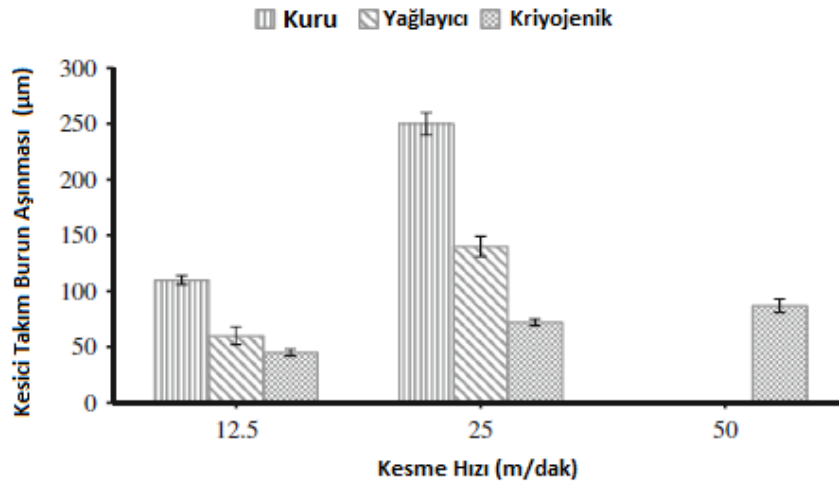
m/dak) ve kıvılcım aralığı gerilimi (40 V) değerlerinde gerçekleştiğini belirtmişlerdir. Bu değerler doğrultusunda, en düşük ortalama yüzey pürüzlülük değeri (1.6145  $\mu\text{m}$ ) ve talaş kaldırma oranı (3.1874  $\text{mm}^3/\text{dak}$ ) olarak elde edildiği belirtilmiştir.

Çizelge 3.8. İşleme parametreleri (Kulkarni ve arkadaşları, 2018).

Parametreler	Seviye 1	Seviye 2	Seviye 3
Vurum Süresi ( $\mu\text{s}$ )	105	115	125
Vurum Ara Süresi ( $\mu\text{s}$ )	25	40	55
Elektrot İlerlemesi (A)	4	6	8
Kıvılcım Aralığı Gerilimi (V)	20	40	60
Vurum Tepe Gerilimi (V)	11		
Maksimum Akım (A)	12		
Dielektrik Sıvı	Dielektrik su		
Servo İlerlemesi (mm/dak)	2150		

(Kaynak, 2014), oda sıcaklığında östenitik yapıya sahip NiTi ŞHA'ların (süperelastik) geleneksel imalat yöntemlerinden olan torna tezgahı ile işlenmesi ve işlemenin malzemenin faz dönüşüm sıcaklığına etkisi çalışmasında, oda sıcaklığında, MQL ve kriyojenik ortamlarda tornalama işlemi yaparak malzemenin yüzey topolojisini ve kesici takımın aşınma durumunu incelemiştir. Talaş kaldırma deneyleri öncesinde numunelerin östenit yapıya getirilmesi için oda sıcaklığında vakum ark ergitme yöntemi uygulanmıştır. Numunelerin östenit yapıya getirilmesi işleminden sonra sıcak haddelenerek çapı 12.5 mm'ye getirilmiş ve tam tavlama yapılmıştır. Yapılan işlemler sonrası malzemenin faz geçiş sıcaklıkları,  $M_f = -71$  °C,  $M_s = -43$  °C,  $A_s = -32$  °C ve  $A_f = -11$  °C olarak ölçülmüştür. Talaş kaldırma deneyleri, KC5410 sınıfı TiB<sub>2</sub> kaplanmış kesici takım ile CNC torna tezgahında sabit ilerleme hızı (0.05 mm/dev), kesme derinliği (0.5 mm) ve üç farklı kesme hızlarında (12.5, 25 ve 50 m/dak), kriyojenik, kuru, MQL ortamlarında gerçekleştirilmiştir. Yüzey pürüzlülük değeri ve topolojinin ölçümü için "ZYGO 3D-New View 7300" interferometre, takım aşınmaları için ise dijital mikroskop kullanılmıştır. Deneysel çalışmalar, takım aşınmasının en çok kuru ortamda tornalama işleminde görüldüğünü ve kriyojenik işlemede takım aşınması önemli ölçüde azaltılarak iyi performans ortaya çıkardığı belirtilmiştir (Şekil 3.16). MQL ile düşük kesme hızlarında iyi sonuçlar elde edilse de yüksek kesme hızlarında

takım aşınmasının oldukça fazla olduğu gözlemlenmiştir. Kuru ve yağlayıcı ortamda 50 m/dak kesme hızında yapılan tornalama işlemlerinde yüksek burun aşınması ve pullanma oluşması nedeniyle takım aşınması ölçümü yapılamamıştır. Düşük kesme hızında (12,5 m/dak) en düşük ortalama yüzey pürüzlülük değeri, MQL koşulunda yapılan talaş kaldırma işleminde (0.15  $\mu\text{m}$ ) elde edilmiştir. Yüksek kesme hızında (50 m/dak), MQL koşulunda ortalama yüzey pürüzlülük değerinin oldukça arttığı (0.9  $\mu\text{m}$ ), kriyojenik koşulda ortalama yüzey pürüzlülüğünün (0.3) çok iyi sonuç verdiği gözlemlenmiştir. Faz geçiş sıcaklıkları incelendiğinde, kuru ve yağlayıcı ortamda yapılan tornalama işlemlerinde östenit fazı gözlemlenmiştir. Kriyojenik koşulda yapılan tornalama işleminde, düşük kesme hızında martenzit yapı, yüksek kesme hızlarında ise östenit yapı gözlemlenmiştir. Bu durum, düşük kesme hızlarında tornalama işlemine tabi tutulan bölgede yüksek sıcaklıkların oluşmamasından ve işlenen yüzeyin sıvı nitrojen vasıtasıyla soğutulmasından kaynaklandığı belirtilmiştir.

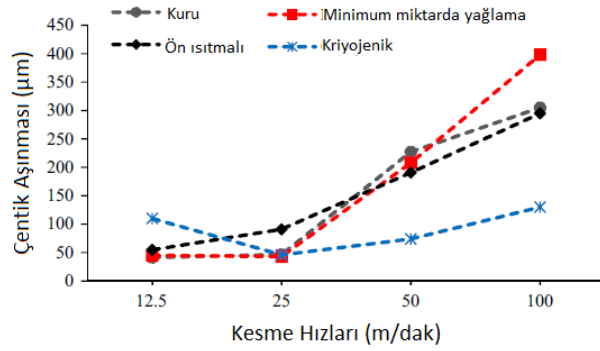


Şekil 3.16. Kesme hızının takım aşınmasına etkisi (Y. Kaynak, 2014).

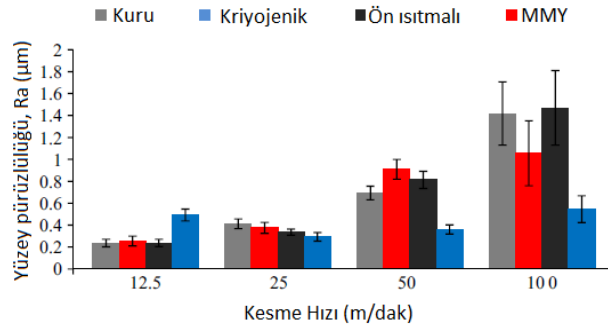
(Huang, 2004),  $\text{Ni}_{50.6}\text{Ti}_{49.4}$  ŞHA'ların CNC tezgâhı ile yüksek hızda frezelenmesi çalışmasında, yüksek hızda frezelenen ŞHA'ların ortalama yüzey pürüzlülük değerlerini ve kullanılan takımların takım aşınmalarını incelemiştir. ŞHA numuneleri ilgili deneyler öncesinde sıcak haddelenmiş, düzleştirilmiş ve ısıl işlem uygulanmıştır. Talaş kaldırma deneyleri, yüksek kesme hızlarında "Rodgers HSM" freze tezgahında ve düşük kesme hızlarında "Hitachi MC" freze tezgahında, kesme hızı 30 ila 500 m/dak, ilerleme oranı 50 ila 1000 mm/dak ve kesme derinliği 0.05 ila 0.5 mm değer aralığında, kuru ortamda tungsten karbür parmak freze kullanılarak

gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalar, yüksek kesme hızlarında esas kesme kuvvetinin azaldığını, ilerleme oranı ve kesme derinliği değerlerinin artırılması sonrasında ise arttığı belirtilmiştir. İlerleme oranının ya da kesme derinliğinin artmasıyla kesme kuvvetinin artması, talaş kesit alanının genişlemesinden kaynaklandığı ifade edilmiştir. En düşük ortalama yüzey pürüzlülük değeri 200 m/dak kesme hızında (0.1  $\mu\text{m}$ ) ölçülmüştür. Kritik kesme hızının (200 m/dak) üzerindeki kesme hızı değerlerinde ortalama yüzey pürüzlülüğü artış göstermiştir. Bu durumun, yüksek kesme hızlarında titreşimlerin oluşmasından kaynaklandığına bağlanılmıştır. İlerleme oranı ve kesme derinliğinin artması, kesme kuvvetindeki artışa benzer olarak ortalama yüzey pürüzlülük değerinin de artmasına neden olduğu belirtilmiştir.

(Kaynak ve arkadaşları, 2015), NiTi ŞHA'lardaki aktif fazın malzemenin işleme performansı üzerindeki etkisi çalışmalarında, martenzit fazda kriyojenik, östenit fazda ise kuru, MQL ve ön ısıtma işlemi sonrası işlenen ŞHA'larda kesme kuvvetlerini, takım aşınmalarını ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerini incelemiştir. Çalışmalarında, 10 mm çapında, oda sıcaklığında martenzit fazda bulunan NiTi alaşımını, KC5410 sınıfı  $\text{TiB}_2$  kaplanmış kesici takım ile tornalamışlardır. Talaş kaldırma deneylerini, CNC torna tezgahında sabit kesme derinliği (0.5 mm) ve ilerleme oranı (0.05 mm/dev) ile dört farklı kesme hızında (12.5, 25, 50, 100 m/dak), kriyojenik (-185 °C), iş parçası ön ısıtmalı (175 °C), MQL ve kuru ortamda gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalar, kesme hızı arttıkça dört koşulda da kesici takımdaki çentik aşınmasının artışına neden olmuştur (Şekil 3.17). Talaş kaldırma esnasında kriyojenik ısıtma işlemi kullanımı, kuru, ön ısıtmalı ve MQL kullanılarak yapılan talaş kaldırma işlemleriyle karşılaştırıldığında kesici takım üzerinde daha düşük çentik aşınmaları oluşumuna neden olduğu belirtilmiştir. Kesme hızının artması tüm kesme kuvvetlerini de beraberinde arttırmıştır. En yüksek esas kesme kuvveti (120 N) 50 m/dak kesme hızında, en düşük esas kesme kuvveti ise (60 N) 25 m/dak kesme hızında kriyojenik koşullarda elde edilmiştir. Kriyojenik işleme, tüm kesme kuvvetlerinde diğer işleme koşullarına oranla daha iyi sonuçlar vermiştir. Kesme hızının artması yüzey pürüzlülük değerlerinin de artmasına neden olduğu ifade edilmiştir (Şekil 3.18).



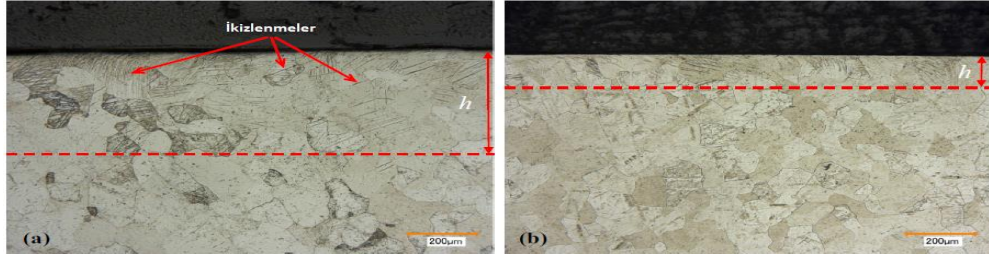
Şekil 3.17. Dört farklı soğutma kullanımında kesme hızlarının kesici takım çentik aşınmasına etkisini gösteren grafik (Kaynak ve arkadaşları, 2015).



Şekil 3.18. Dört farklı soğutma kullanımında kesme hızlarının ŞHA numunesinin yüzey pürüzlülüğüne olan etkisini gösteren grafik (Kaynak ve arkadaşları, 2015).

(Kaynak ve arkadaşları, 2015), NiTi ŞHA'ların işlenmesinde kesme hızına bağlı mikroyapı ve dönüşüm davranışlarının analizi çalışmalarında, oda sıcaklığında östenit fazında bulunan NiTi ŞHA numuneyi kuru ve kriyojenik koşullarda inceleyerek, iki farklı koşul ve faz yapısında oluşan mikro sertlik değerlerini ve mekanik özellikleri tespit etmeyi amaçlamışlardır. Çalışmalarında, 94 mm çapında ve 3 mm kalınlığındaki sıcak haddelenmiş NiTi alaşımını, kuru ve kriyojenik (-185 °C) işleme koşulunda, "K313 sınıfı TPGN 220412" karbür kesici takım ile tornalamışlardır. Talaş kaldırma deneylerini, Mazak CNC torna tezgahında sabit kesme derinliği (0.05 mm) ve beş farklı kesme hızında (6.25, 12.5, 25, 50 ve 100 m/dak), sıvı nitrojen ve kuru ortamda gerçekleştirmişlerdir. Şekil 3.19'da ŞHA numunenin 12.5 m/dak kesme hızında, kriyojenik ve kuru işleme koşullarındaki yüzey ve yüzey altı kesit görüntüsü verilmiştir. Kriyojenik koşullarda takım-iş parçası ortamının -185°C'de olması ve

düşük kesme hızlarında düşük sıcaklığın oluşması nedeniyle, talaş kaldırma işlemi numunenin martenzit fazında gerçekleştiği, martenzit fazında işlenen numunede düşük sıcaklıklar ve ikizlenme oluşumunun gözlemlendiği belirtilmiştir. Kuru işlemede, kesici takım-iş parçası arasındaki sıcaklık herhangi bir yağlayıcı görevi üstlenen madde bulunmadığı için artmıştır. Artan sıcaklık değerlerinin, yüzey altında oluşan ikizlenmeleri azalttığı belirtilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri, iş parçası yüzeylerinin 400 µm altına kadar, üç farklı durumda (işlenmemiş, kriyojenik ve kuru) ele alınmıştır. Düşük sıcaklıklarda, talaş kaldırma işlemi numunenin martenzit fazında gerçekleştiği işlemlerde, mikro sertliğin arttığı ve yüzeyde derine inildikçe bu oranın azaldığı gözlemlenmiştir.

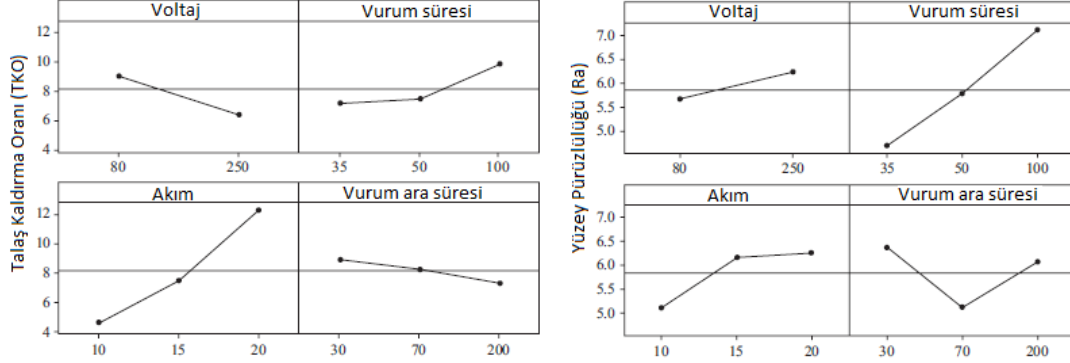


Şekil 3.19. (a)  $V = 12.5$  m/dak. kesme hızında kriyojenik ve (b) kuru işlemeden sonra, yüzey ve yüzey altı mikro yapıları gösteren kesit görünümü (Y. Kaynak ve arkadaşları, 2015).

(Daneshmand ve arkadaşları, 2014), EEİ tezgahıyla NiTi süperelastik malzemelerin işlenmesinde talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerinin optimizasyonu çalışmalarında; akım, voltaj, vuruş süresi ve vuruş ara süresi parametrelerinin talaş kaldırma oranına ve ortalama yüzey pürüzlülük değerine etkisini incelemiştir. Deneylerini, Taguchi'nin  $L_9$  ortogonal dizisine göre, 40 mm uzunluk ve 50 mm genişliğe sahip NiTi alaşımı, 8 mm çapında ve 40 mm uzunluğunda pirinç elektrot kullanılarak, üç farklı seviye ve deiyonize su ortamında gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalar, voltaj değerinin 80 V değerinden 250 V değerine çıkarılmasıyla talaş kaldırma oranının düştüğünü ve ortalama yüzey pürüzlülük değerinin arttığını göstermiştir (Şekil 3.20). Vuruş süresi artış gösterdiğinde talaş kaldırma oranı artış göstermiş, fakat vuruş süresinin arttırılması ortalama yüzey pürüzlülük değerini arttırmıştır. Vuruş ara süresinin talaş kaldırma oranına etkisinin az olduğu ve vuruş ara süresinin 70 µs olduğunda ortalama yüzey pürüzlülük değerinin diğer seviyelere

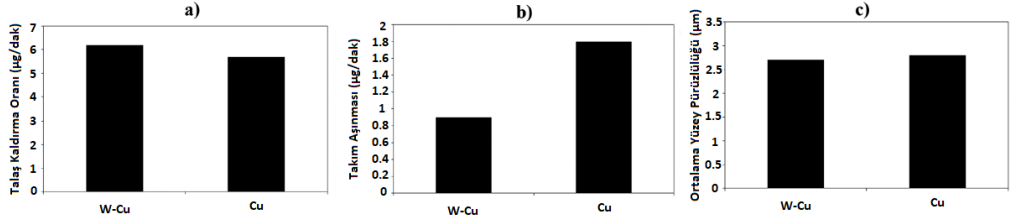


göre daha iyi olduğu belirtilmiştir. Akım değerinin artmasıyla talaş kaldırma oranı ve ortalama yüzey pürüzlülük değerleri artış göstermiştir.

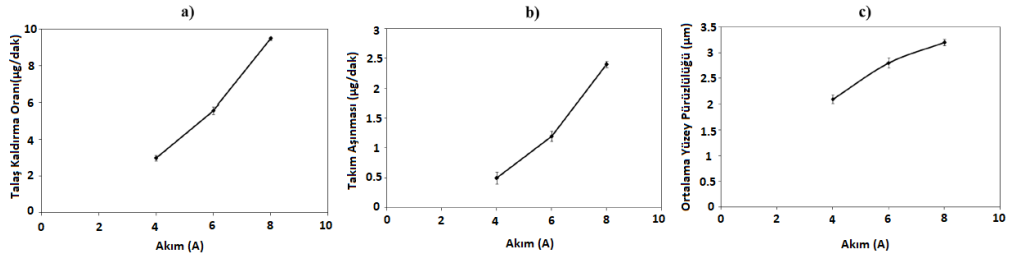


Şekil 3.20. İşleme parametrelerinin talaş kaldırma oranına ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi (Daneshmand ve arkadaşları, 2014).

(Alidoosti ve arkadaşları, 2013), “NiTi ŞHA’ların EEİ tezgâhıyla işlenmesinde tam faktöriyel parametre tasarımının işlemeye etkisi” çalışmalarında, iki farklı elektrot (bakır (Cu) ve tungsten-bakır (W-Cu)), vurum süresi ve akım parametrelerinin talaş kaldırma oranı, elektrot aşınması, yüzey pürüzlülük ve mikro sertlik değerlerine etkilerini araştırmışlardır. Talaş kaldırma deneylerini, Cu ve W-Cu elektrotları kullanılarak, “ROBOFORM-250” EEİ tezgahında üç farklı akım (4, 6, 8 A) ve vurum süresi (6.4, 25, 50  $\mu$ s) parametrelerinde gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalar, iki farklı elektrot kullanılmasına rağmen benzer talaş kaldırma oranı ve yüzey pürüzlülük değeri elde edilmiştir (Şekil 3.21). Ayrıca W-Cu elektrot kullanılan talaş kaldırma işlemlerinde Cu elektroda kıyasla 2 kat daha düşük takım aşınması değeri gözlemlenmiştir. Akım değerinin artmasıyla talaş kaldırma oranı, takım aşınması ve ortalama yüzey pürüzlülük değerleri artış göstermiştir (Şekil 3.22). Vurum süresi arttıkça takım aşınması azalmış, yüzey pürüzlülük değeri ise artış göstermiştir. İşlenmiş yüzeylerdeki mikro yapıların kantitatif (element ve bileşik yüzdesi) analiz sonuçları incelendiğinde, Cu elektrotla işlenen yüzey alanlarında yalnızca karbon (%24.36) ve oksijen, W-Cu elektrotla işlenen yüzeylerde ise oksijen (%47.2) ve karbon (%26.15) gözlemlenmiştir. Yapılan mikro sertlik incelemesi sonucunda, her iki elektrotla işlenen yüzeylerde 1200 Vickers Sertliği (Hv) değeri ölçülmüştür ve alt katmanlarda (20  $\mu$ m) sertlik değeri (200 Hv) azalmıştır.



Şekil 3.21. Cu ve W-Cu elektrotların talaş kaldırma oranı, takım aşınması ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi (Alidoosti ve arkadaşları, 2013).



Şekil 3.22. Akım değerlerinin talaş kaldırma oranına, takım aşınmasına ve ortalama yüzey pürüzlülük değerlerine etkisi (Alidoosti ve arkadaşları, 2013).

### 3.3. LİTERATÜR ARAŞTIRMASININ GENEL DEĞERLENDİRİLMESİ

NiTi ŞHA'ların dış uyaranlara karşı tepkiler üretmesi, alaşımların martenzit ve östenit faz yapıları arasındaki sıcaklık (faz) geçişleri ile gerçekleşmektedir. Faz geçiş sıcaklıkları, üretim metotlarından, ısıl işlem ve talaşlı imalat yöntemlerinden, çalışma koşullarından doğrudan etkilenmektedir. Özellikle sağlık alanında kullanılan NiTi alaşımlarında, korozyon direnci, yorulma ömrü, yüzey sertliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerlerindeki iyileştirmeler, martenzit ve östenit yapılarında malzemenin sergilediği mekanik özelliklerin bilinmesiyle mümkün olmaktadır. Literatür araştırması neticesinde, martenzit ve östenit faz yapılarının NiTi ŞHA'lar üzerinde önemli etkilerinin olduğu tespit edilmiştir.

Martenzit ve östenit fazlarda NiTi ŞHA'ların sergilediği mekanik özellikler birçok bilim insanı tarafından araştırılmıştır. Yüksek gerilim genliklerinde ( $\sigma > 300$  MPa) martenzitik alaşımların, düşük gerilim genliklerinde ise östenitik alaşımların daha yüksek yorulma ömrüne sahip olduğu, ŞHA'lara uygulanan mekanik yüklerin faz geçiş sıcaklıklarını etkilediği ilgili çalışmalarda gözlemlenmiştir. Ayrıca, NiTi

alařımların martenzit fazında gerçekleřtirilen talař kaldırma iřlemlerinde, östenit faz yapısında iřlemeye kıyasla kesici takımlardaki çentik ařınmasının, kesme kuvvetlerinin dūřtūęü, ortalama yūzey pūrūzlūlūęünün iyileřtięi gōzlemlenmiřtir.

Bu alıřmada, NiTi řHA'ların martenzit ve östenit faz yapılarında, çeřitli sıcaklıklarda uygulanan mekanik yūklmeler karřısında sergiledięi mekanik özelliklerin incelenmesine karar verilmiřtir. Literatūrdaki alıřmalar incelendięinde, arařtırmaların ve ticari uygulamaların būyūk çoęunluęunu kapsaması, fakat literatūrde mekanik özellikleriyle ilgili kısıtlı bilgilerin olması sebebiyle çalıřmalarımızda sūperelastik etkiye sahip NiTi řHA tercih edilmiřtir. Deneyler için uygun yōntem ve parametreler, literatūrdaki ilgili çalıřmalar gōz nūnde bulundurularak belirlenmiřtir. NiTi řHA'ların çekme testi ile mekanik yūklere maruz kalması saęlanmış, deneyler oda sıcaklıęı ve 145 °C sıcaklık deęerlerinde, farklı ısıl iřlemlere maruz kalmıř numuneler ūzerinde uygulanmıřtır. NiTi řHA'ın kimyasal element oranlarının belirlenmesi ve çekme testi sonrası numuneler ūzerindeki çeřitli bōlgelerin tane yapılarının gōzlemlenmesi için SEM ile EDS gōrūntūleri incelenmiřtir. Gerilme kaynaklı faz geçiř sıcaklıklarında meydana gelen deęiřimler DSC analizi ile tespit edilmiřtir.

## BÖLÜM 4

### MATERYAL VE METOD

Bu çalışmada, süper elastik özellik sergileyen NiTi ŞHA'larının gerilme kaynaklı mikro yapısal değişimleri ve çekme testi ile gerçekleştirilen mekanik yüklemelerin faz geçiş sıcaklıklarına etkisi araştırılmıştır. Çekme testi öncesi NiTi tel numuneler 800 °C sıcaklıkta 15 dakika yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Çekme testleri oda sıcaklığı ve 140 °C sıcaklıkta, yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış ve uygulanmamış numuneler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çekme testi sonrası gerilmeye maruz kalan kopma bölgelerinde meydana gelebilecek mikro yapısal değişimleri gözlemlemek için SEM görüntüleri alınarak mikro yapı analizleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, EDS analizi ile kopma bölgelerinde gerilme kaynaklı meydana gelebilecek kimyasal kompozisyondaki farklılıklar ve mevcut kimyasal yapıların faz geçiş sıcaklıklara etkileri değerlendirilmiştir.

#### 4.1. DENEY NUMUNESİ

Deneysel çalışmalarda; sağlık ve havacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılan süper elastik özelliğe sahip NiTi ŞHA'lar deney numunesi olarak kullanılmıştır. Ø2 mm ölçüsünde üretimi gerçekleştirilen NiTi tel malzemenin görüntüsü Şekil 4.1'de verilmiştir. NiTi tel üretimi sonrası, korozyon direncinin önlenmesi, yüzey yapısının iyileştirilmesi amacıyla üretimi gerçekleştiren firma tarafından elektropolisaj ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.1. Deneylerde kullanılan süper elastik NiTi ŞHA tel genel görüntüsü.

Üretimi gerçekleşen tel malzemenin içerisinde bulunan Ni ve Ti oranını belirlemek için EDS (Energy-Dispersive Spectroscopy, enerji dağılımlı spektroskopi) analizi gerçekleştirilmiş (Çizelge 4.1).

Çizelge 4.1. Süper elastik NiTi ŞHA telin kimyasal kompozisyonu.

Element	Yüzde
Ni	55.92
C	0.008
Fe	0.015
Ti	~44

## 4.2. DENEY PARAMETRELERİNİN BELİRLENMESİ

DeneySEL çalışmalarına başlamadan önce süper elastik NiTi ŞHA malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi araştırılmıştır. Literatür araştırmasında, süperelastik ŞHA'ların oda sıcaklığından daha düşük sıcaklık değerlerinde faz geçişlerini tamamladığı (M→A), numunelere uygulanan ısıl ve yüzey işlemler, talaşlı imalat prosesleri ile mekanik yüklemelerin ŞHA numunelerinde faz geçiş sıcaklığını ve mekanik özellikleri doğrudan etkilediği tespit edilmiştir. Yapılan literatür çalışması sonuçları göz önünde bulundurularak bu çalışmada; numunelere ısıl işlem uygulanmış

ve çekme testi ile mekanik yüklemeler gerçekleştirilmiş, SEM ve EDS görüntüleri ile test sonuçları incelenmiştir.

### 4.3. ISIL İŞLEM

NiTi ŞHA'ların süper elastik özelliklerinin ve şekil hafıza etkisinin artırılması için literatürde çeşitli ısıl işlem uygulamalarının gerçekleştirildiği gözlemlenmiştir. Bu çalışmada; süper elastik NiTi ŞHA'lara yaşlandırma ısıl işlemi 800 °C sıcaklık değerinde ve 15 dakika ısıl işlem süresinde, Protherm marka ısıl işlem cihaz ile yapılmıştır (Şekil 4.2). Isıl işlemi yapılan numunelerin soğutulması suda gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.2. Isıl işlemlerinin gerçekleştirildiği Protherm marka ısıl işlem cihazı genel görüntüsü.

### 4.4. ÇEKME TESTİ

Süper elastik NiTi ŞHA'lara ısıl işlem ve farklı ortam sıcaklıklarında mekanik yüklemeler uygulanması sonrasında, malzemenin mekanik özelliklerinde meydana gelebilecek değişimlerin incelenebilmesi için çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Çekme testlerinde ısıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış, uzunluğu 200 mm olan NiTi süper elastik tel numuneler kullanılmıştır. Çekme testleri, oda sıcaklığında ve 140

°C sıcaklık değerlerinde sabit çekme hızında (5 mm/dak), MTS marka 100 kN servohidrolik dinamik test cihazında (Şekil 4.3) gerçekleştirilmiştir. Numunelere uygulanan mekanik yüklemeler sonrası gerilme – şekil değiştirme diyagramları elde edilmiş, akma gerilmesi, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri tespit edilmiştir.



Şekil 4.3. Çekme testlerinin gerçekleştirildiği MTS 100 kN servohidrolik dinamik test cihazı genel görüntüsü.

#### **4.5. MİKRO YAPI GÖRÜNTÜLERİ**

Isıl işlem uygulanmış-uygulanmamış süper elastik tel numunelerin farklı ortam sıcaklıklarında gerçekleştirilen çekme testleri sonrasında kırılma şekillerinde meydana gelebilecek muhtemel değişikliklerin gözlemlenmesi için kırılma gerçekleşen bölgelerin mikro yapı görüntüleri çekilmiştir. Kırılma bölgelerindeki mikro yapı görüntüleri TESCAN marka SEM (Scanning Electron Microscope, taramalı electron mikroskobu) cihazında elde edilmiştir. Cihaza ait genel görüntü Şekil 4.4.'te verilmiştir.



Şekil 4.4. TESCAN / MAIA3 XMU marka SEM cihazı genel görüntüsü.

#### **4.6. ENERJİ DAĞILIMLI SPEKTROMETRE (EDS)**

Çekme testi ile farklı ortam sıcaklıklarında mekanik yüklemelere maruz kalan numunelerde kırılma bölgelerinin element tanımlaması ve dağılımı analizi TESCAN marka EDS cihazında gerçekleştirilmiştir.



## BÖLÜM 5

### BULGULAR VE TARTIŞMA

#### 5.1. ÇEKME TESTİ

Her biri eşit uzunluk (200 mm) ve çap ( $\varnothing 2$  mm) değerine sahip altı farklı ısıl işlem durumu şartlarında (Çizelge 5.1) çekme testlerine tabi tutulan altı adet süper elastik NiTi ŞHA tellerine ait çekme testi verileri Çizelge 5.2’de verilmiştir. Çekme testi gerçekleştirilmeden önce üç adet numuneye 800 °C sıcaklıkta 15 dakika yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış, ardından numuneler suda soğutulmuştur. Numunelerden biri yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış olmak üzere iki adet numune ise -35 °C sıcaklıkta 3 saat kriyojenik işlem uygulanmasının ardından çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Çekme testi sonuçları genel olarak incelendiğinde; yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin (2,4 ve 6) çekme gerilmesi ve akma gerilmesi değerleri, aynı ortam sıcaklığında, ısıl işlem uygulanmamış numunelere ait deney verileri ile kıyaslandığında belirgin bir düşüş sergilemiştir. En yüksek çekme gerilmesi (1024.9 MPa) ve akma gerilmesi (409.8 MPa) değerleri ısıl işlem uygulanmamış, oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme deneyi sonuçlarından elde edilmiştir.

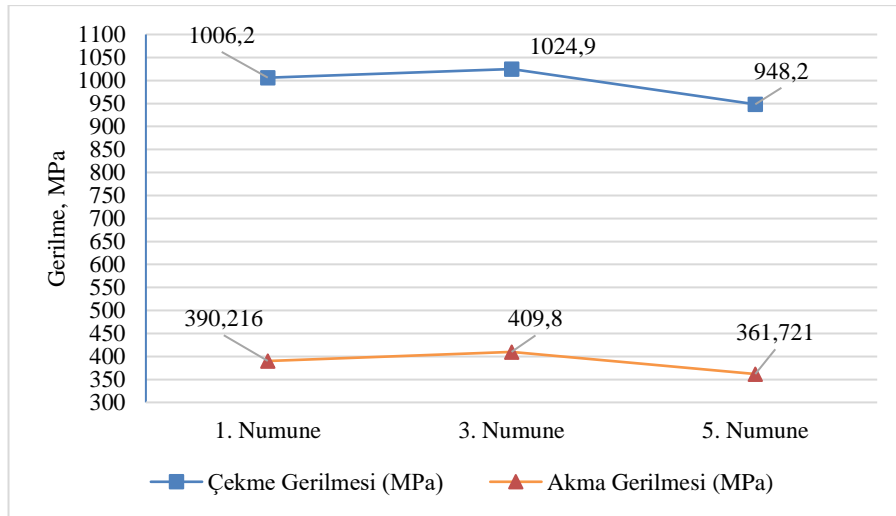
Çizelge 5.1. Süper elastik NiTi ŞHA numunelerin ısıl işlem durumuna ve çekme testinin gerçekleştirileceği ortam sıcaklığına bağlı deney grup numaralandırılması.

Grup Numarası	Yaşlandırma Isıl İşlemi	Kriyojenik İşlem	Çekme Testi Sıcaklığı
1	Uygulanmamış	Uygulanmış	Oda Sıcaklığı (23 °C)
2	Uygulanmış	Uygulanmış	Oda Sıcaklığı (23 °C)
3	Uygulanmamış	Uygulanmamış	Oda Sıcaklığı (23 °C)
4	Uygulanmış	Uygulanmamış	Oda Sıcaklığı (23 °C)
5	Uygulanmamış	Uygulanmamış	140 °C
6	Uygulanmış	Uygulanmamış	140 °C

Çizelge 5.2. Süper elastik NiTi ŞHA numunelerin çekme testi sonrası elde edilen mekanik özellik verileri.

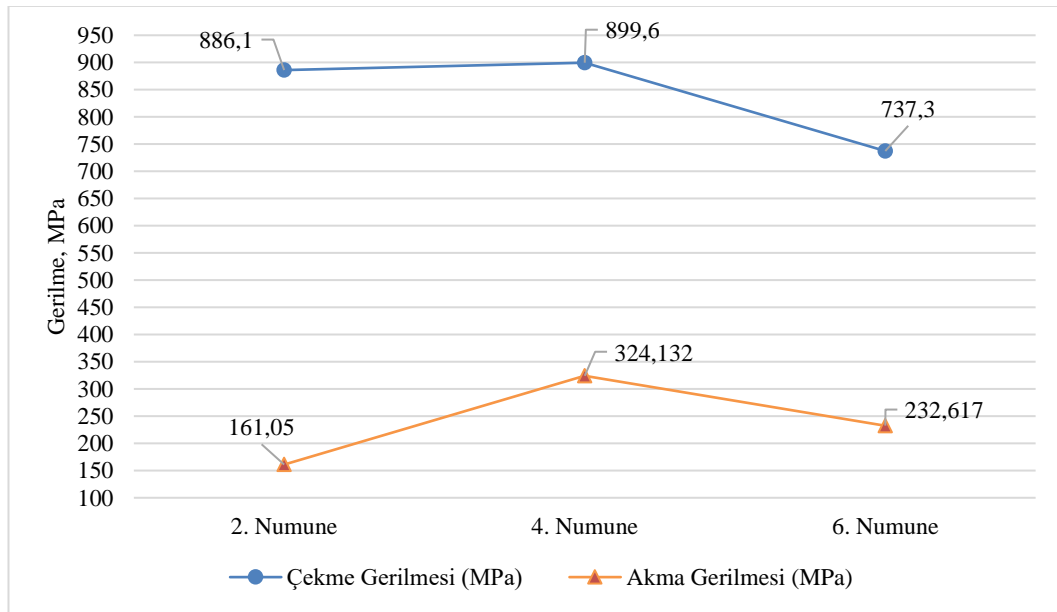
Grup Numarası	Uygulanan Maksimum Yük (kN)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Kopma Uzaması (mm/mm)	Akma Gerilmesi (MPa)
1	3.161	1006.2	0.738	390.216
2	2.784	886.1	0.877	161.05
3	3.22	1024.9	1.514	409.8
4	2.826	899.6	1.158	324.132
5	2.979	948.2	0.736	361.721
6	2.316	737.3	1.289	232.617

Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış 1, 3 ve 5 numaralı numunelerde çekme testi sonrası elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafik olarak Şekil 5.1’de gösterilmiştir. Şekil 5.1’deki grafik incelendiğinde, oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen kriyojenik işlem uygulanmış 1 numaralı numune ile çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen kriyojenik işlem uygulanmamış 5 numaralı numunede çekme ve akma gerilmesi değerleri 3 numaralı numuneye kıyasla düşük değerde ölçülmüştür. En yüksek çekme ve akma gerilmesi değerleri oda sıcaklığında çekme testine tabi tutulan ve kriyojenik ısıl işlem uygulanmamış 3 numaralı numunede elde edilmiştir. Numunelere kriyojenik ısıl işlem uygulanması (1 numaralı numune) ve çekme testinin 140 °C sıcaklık değerinde gerçekleştirilmesi (5 numaralı numune), numunelerin çekme ve akma gerilmesi değerlerini olumsuz yönde etkilemiştir.



Şekil 5.1. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış 1, 3 ve 5 numaralı numunelerden elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafiği.

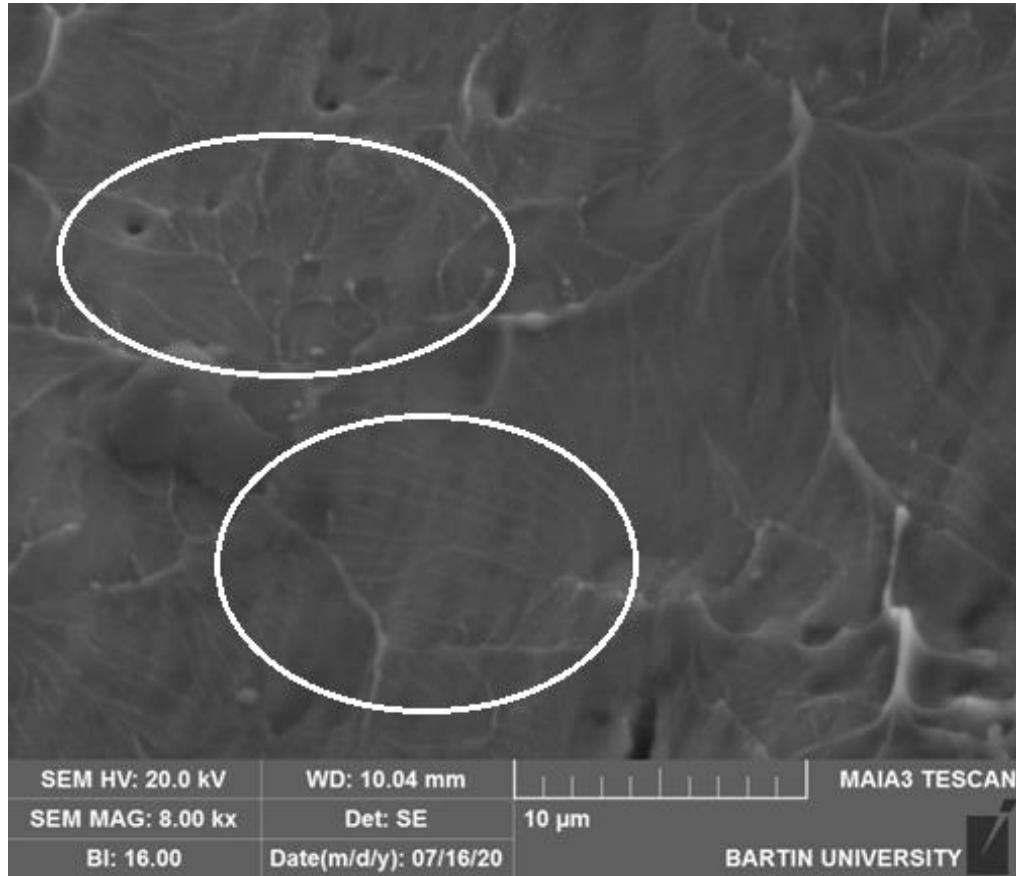
Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2, 4 ve 6 numaralı numunelerde çekme testi sonrası elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafik olarak Şekil 5.2’de gösterilmiştir. Çekme ve akma gerilmesi değerleri incelendiğinde, en yüksek gerilme değerleri oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilmiş, kriyojenik ısıl işlem uygulanmamış 4 numaralı numunede elde edilmiştir. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilmiş, kriyojenik ısıl işlem uygulanmış 2 numaralı numunede ve çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ısıl işlem uygulanmamış 6 numaralı numunede çekme ve akma gerilmesi değerleri düşük değerlerde elde edilmiştir. 2 ve 6 numaralı numunelerde çekme ve akma gerilmelerinin düşük değerlerde elde edilmesi; yaşlandırma ve kriyojenik ısıl işlemin uygulanması ile 2 numaralı numunede dönüşüm sıcaklıklarının düşmesi sonucu kırılmanın martenzit fazda gerçekleşmesi ve 6 numaralı numunenin element kompozisyonundaki önemli değişimlerden (Şekil 5.4) kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.2. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2, 4 ve 6 numaralı numunelerden elde edilen çekme ve akma gerilmesi değerleri grafiği.

Oda sıcaklığında östenit yapıya sahip süperelastik NiTi ŞHA tel olan 2 numaralı numunede ölçülen akma dayanımı (161.05 MPa) değeri, NiTi alaşımlarının martenzit yapıda sergilediği akma gerilmesi değerlerine (70-140 MPa) yakın olduğu tespit edilmiştir (Tanzi ve arkadaşları, 2019). Isıl ve kriyojenik işlemler sonrası numunenin oda sıcaklığında martenzit davranışlar sergileyebilme durumunu araştırmak için

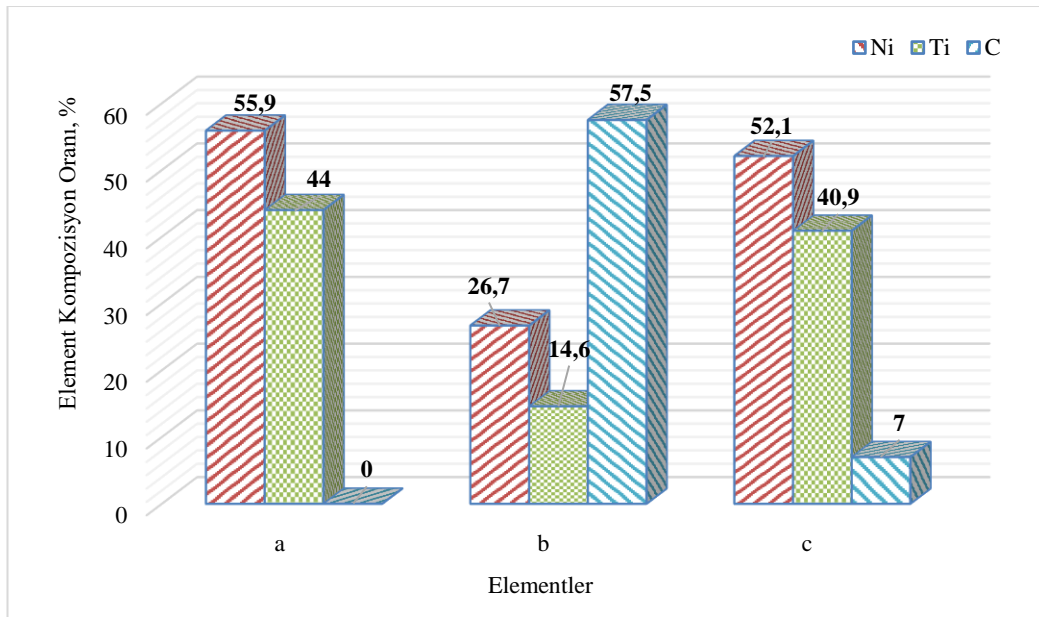
numunenin kırılma bölgesinde SEM görüntüleri alınarak incelenmiştir (Şekil 5.3). 2 numaralı numuneye ait 8000x büyütme SEM görüntüleri incelendiğinde, kırılma bölgelerinde martenzit oluşumunu temsil eden iğne benzeri mikro oluşumların varlığı tespit edilmiştir. Bu durum akma dayanımındaki düşüşle doğrudan ilgili olup, numunenin kırılma bölgelerinde martenzit davranışlarının sergilendiğini göstermektedir (Khanlari ve arkadaşları, 2018).



Şekil 5.3. Kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2 numaralı numuneye ait 8000x büyütme kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

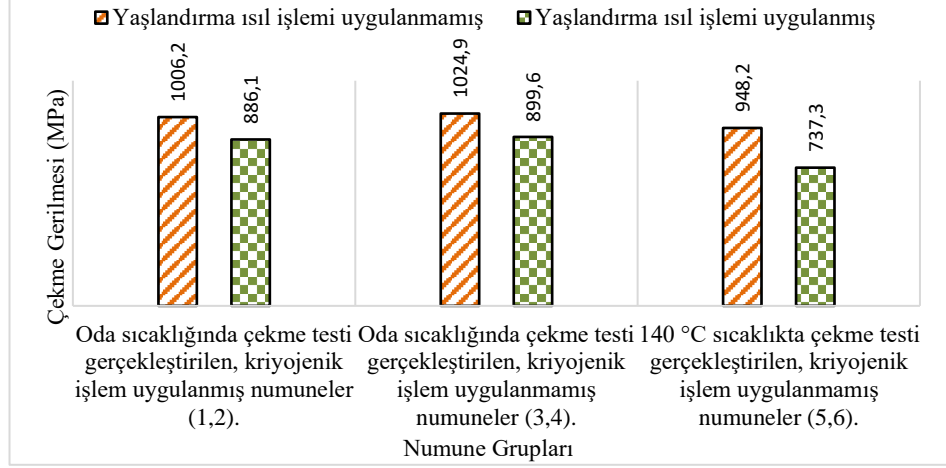
Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen numunelerde, östenit fazına tam dönüşümün sağlanması sebebiyle akma gerilmesi değerlerinin, kısmen düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testlerine kıyasla daha yüksek çıkması beklenilmektedir (Tanzi ve arkadaşları, 2019). Fakat elde edilen sonuçlarda, özellikle 6 numaralı numunede ölçülen 232.6 MPa değeri oldukça düşük değerde elde edilmiştir. Akma gerilmesindeki düşüşün nedenini araştırmak için numune üzerinde SEM görüntüleri alınmış, EDS analizleri yapılmıştır.

Numune yüzeyinden alınan EDS analizinde, Ni %29.2 (%55.9 → %26.7) ve Ti %29.4 (%44 → %14.6) oranlarında önemli bir düşüş gözlenmiş, C oranı %57.5 (%0.008 → %57.5) oranında artmıştır (Şekil 5.4). Yüzeyden alınan EDS analizi verilerinin homojen bir dağılıma sahip olmaması nedeniyle numune yüzeyleri parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Parlatma işlemi sonrası yapılan EDS analizinde, Ni %3.8 (%55.9 → %52.1) ve Ti %3.1 (%44 → %40.9) oranında düşüş olduğu, C oranında ise %7 (%0.008 → %7) artış olduğu gözlemlenmiştir. Parlatma işlemi sonrası kimyasal kompozisyon oranında tespit edilen önemli değişimlerin; numune yüzeyinde Ti ve C atomlarının belirgin bir afiniteye sahip olmasından (Reddy, 2020), kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemleri ile çevresel etkenlerden (Chekotu ve arkadaşları, 2019) kaynaklandığı düşünülmektedir. ŞHA'ların Ni oranındaki yaklaşık %1 değişim dahi alaşım sisteminin özelliklerini etkilemekte, bünyedeki düşük Ni, dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde artırmakta ve östenitik durumda akma dayanımını azaltmaktadır (Akdoğan ve Nurveren, 2010). C gibi safsızlıklar, dönüşüm sıcaklığını değiştirmekte ve mekanik özellikleri zayıflattığı için bünyede bulunması istenmemektedir. Çekme testi 140 °C'de gerçekleşen numunelerin çekme ve akma gerilmeleri değerindeki önemli düşüşün, Ni ve Ti oranındaki önemli kayıplar ve C oranındaki artış sebebiyle mekanik özelliklerde meydana gelen tahribattan kaynaklandığı düşünülmektedir.



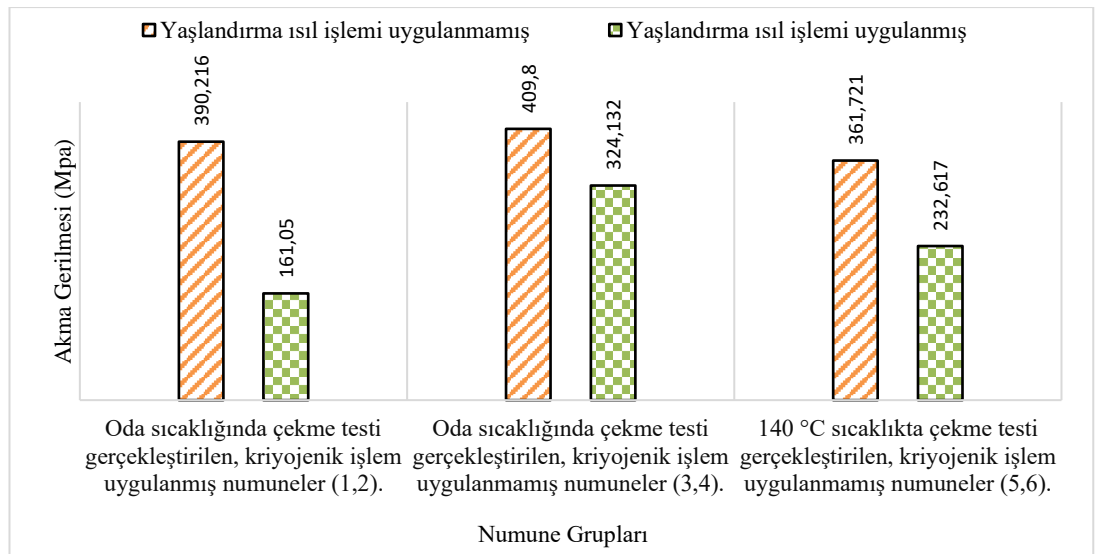
Şekil 5.4. a) çekme testi öncesi, b) çekme testi sonrası parlatılmamış ve c) çekme testi sonrası parlatılmış yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 6 numaralı numune yüzeyine ait elementel EDS analizi sonuçları.

Yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış ve uygulanmamış numunelere ait çekme gerilmesi değerleri grafik olarak Şekil 5.5’de gösterilmiştir. Çekme testi verileri incelendiğinde, yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış numunelerin çekme gerilmesi değerlerinde %12 ila %22 oranında düşüş gözlemlenmiştir.



Şekil 5.5. Yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış (2, 4, 6) ve uygulanmamış (1, 3, 5) numunelere ait çekme gerilmesi değerleri grafiği.

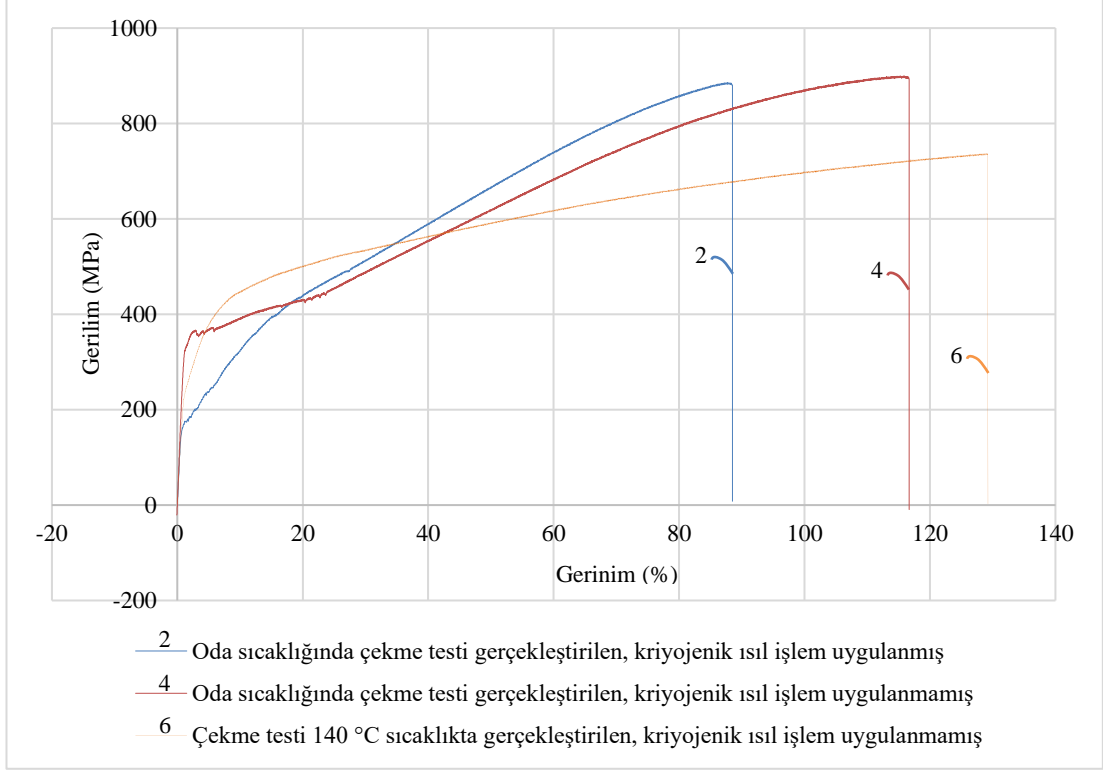
Yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış ve uygulanmamış numunelere ait akma gerilmesi değerleri grafik olarak Şekil 5.6’da gösterilmiştir. Çekme testi verileri incelendiğinde, yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış numunelerin akma gerilmesi değerlerinde %21 ila %58 oranında düşüş gözlemlenmiştir.



Şekil 5.6. Yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış (2, 4, 6) ve uygulanmamış (1, 3, 5) numunelere ait akma gerilmesi değerleri grafiği.

Mohamed ve arkadaşları (2018), yaşlandırma ısıl işleminin yüksek sıcaklık değerinde uygulanması sonucunda NiTi alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının düştüğünü gözlemlemiştir. Dönüşüm sıcaklıklarında meydana gelebilecek düşüş, süperelastik özellik sergileyen NiTi alaşımlarının oda sıcaklığında bulunduğu östenit yapıdan martenzit yapıya geçiş yapmaları ile sonuçlanabilmektedir. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerdeki çekme ve akma gerilmesi değerlerinde gözlemlenen düşüşlerin dönüşüm sıcaklığı ile bağlantılı olduğu düşünülmektedir. Ayrıca; NiTi alaşımlarında yüksek yaşlandırma sıcaklıkları (800 °C) neticesinde kararlı Ni<sub>3</sub>Ti fazı elde edilmektedir. Ni<sub>3</sub>Ti kararlı faz yapısı ŞHA'ların özelliklerini iyileştirmemekle birlikte matris içerisindeki yapıyı değiştirmeleri sonucunda (NiTi → Ni<sub>3</sub>Ti) dönüşüm sıcaklıklarını etkilemektedir. Ni<sub>3</sub>Ti intermetalik yapının oksijen ile birleşmesiyle oluşan fazlar malzemede kırılma nedeni olmaktadır (Erdoğan, 2015). Bu durum, yaşlandırma ısıl işleminde gözlemlenen düşük çekme ve akma gerilmesi değerlerini doğrulamaktadır.

Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin gerilim-gerinim grafiği Şekil 5.7'de verilmiştir. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik işlem uygulanmış 2 numaralı numunenin kopma uzaması düşük değerde (0.877 mm/mm) gerçekleşirken, çekme testi 140 °C'de gerçekleşen kriyojenik işlem uygulanmamış 6 numaralı numunede kopma uzaması değerinin artış gösterdiği (1.289 mm/mm) tespit edilmiştir. 2 numaralı numunenin kopma uzaması değerindeki düşüş, kırılmanın martenzit fazında gerçekleşmesinden kaynaklanmaktadır (Şekil 5.15). 140 °C'de gerçekleştirilen çekme testinde numune östenit bitiş sıcaklığının oldukça üstünde olmasından dolayı kırılma östenit fazında gerçekleşmiştir. Sonuç olarak; sıcaklığının artmasıyla çekme testi numunenin östenit fazında gerçekleşmiş, artan sıcaklık değerleri kopma uzamasında artışla sonuçlanmıştır.



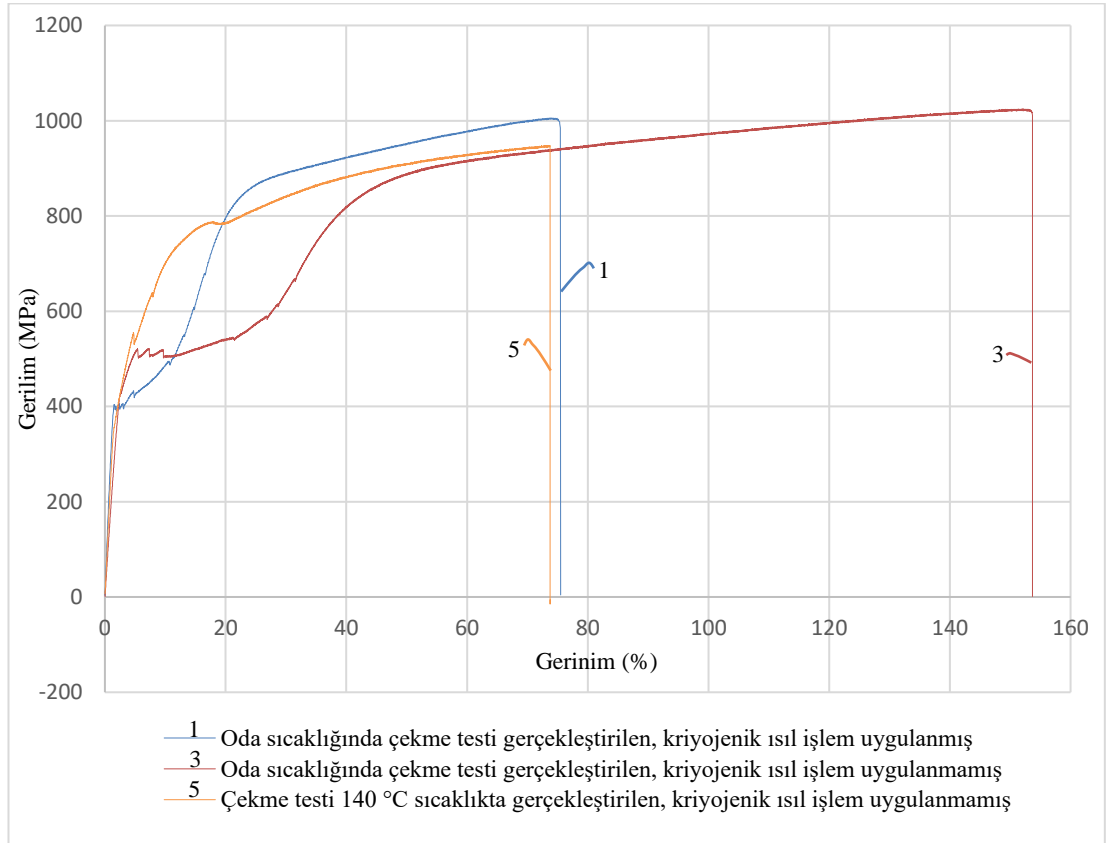
Şekil 5.7. Yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış süper elastik NiTi ŞHA tel numunelere (2, 4, 6) ait gerilim-gerinim grafiği.

Yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmamış numunelerin gerilim-gerinim grafiği Şekil 5.8’de verilmiştir. Çekme testi kısmen yüksek sıcaklıkta (140 °C) gerçekleştirilen, kriyojenik işlem uygulanmamış 5 numaralı numunenin akma gerilmesi değeri incelendiğinde, en düşük kopma uzaması değeri (0.736 mm/mm) ölçülmüştür. Kopma uzaması değerindeki düşüşün nedenini araştırmak için kırılma bölgesinden alınan SEM görüntülerinde, kırılmanın oldukça düşük deformasyonlar sonrası gerçekleştiği görülmüştür (Şekil 5.9). Kırılma bölgesine ait SEM görüntüsü incelendiğinde, numunenin gevrek kırılma modeli sergilemiş olduğu ve düşük deformasyonlar sonucunda kopma uzaması değerinin düşük olabileceği sonucuna varılmıştır (Luo ve arkadaşları, 2016).

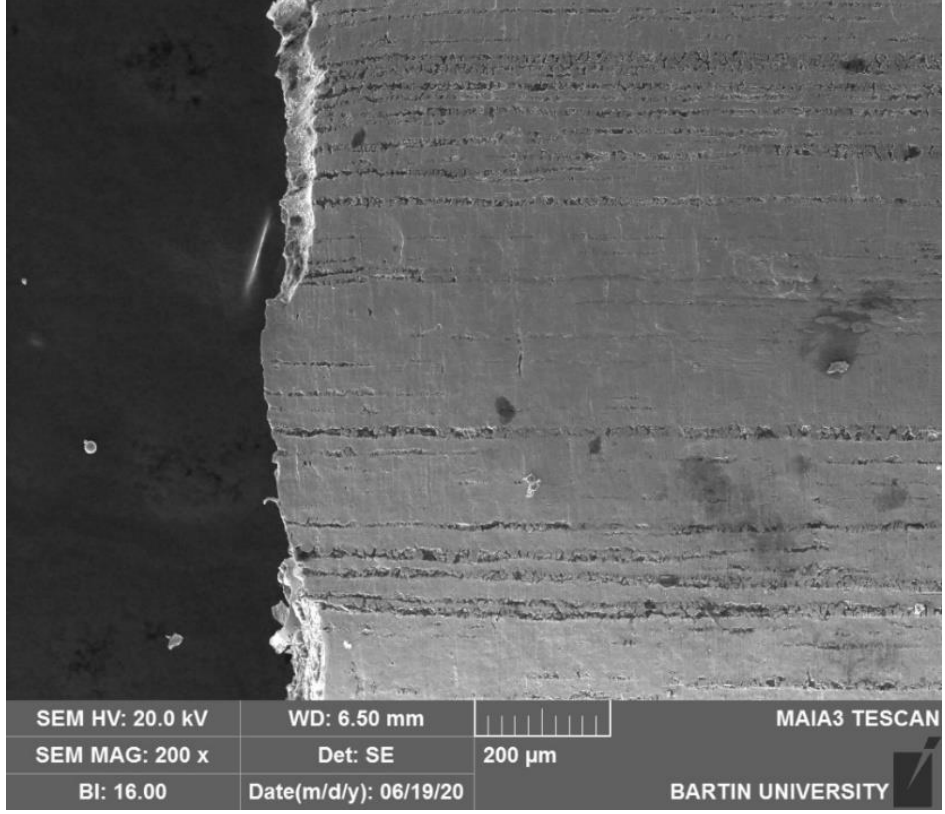
Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilmiş, kriyojenik ve yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmamış numuneye ait gerilim-gerinim grafiği incelendiğinde, gerinimin %153.7 oranında gerçekleştiği görülmektedir. Bu değer, aynı ortam sıcaklığında yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış numunede ölçülen gerinim oranından yaklaşık %30 (%153.7 → %116.7) fazla olduğu gözlemlenmiştir. Oda sıcaklığında çekme testi



gerçekleştirilen, kriyojenik işlem uygulanmamış numunelere yaşlandırma ısıl işlemi uygulanması, çekme ve akma gerilmesi ile kopma uzaması değerlerinde düşüşle sonuçlanmıştır. Numunelere ait kırılma bölgeleri incelendiğinde, yapılan EDS analizi sonucunda yüzeylerde karbon oranının oldukça arttığı, bu durumun mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediği ve gerinim değerindeki değişime doğrudan etki ettiği sonucuna varılmıştır (Ziolkowski, 2015).



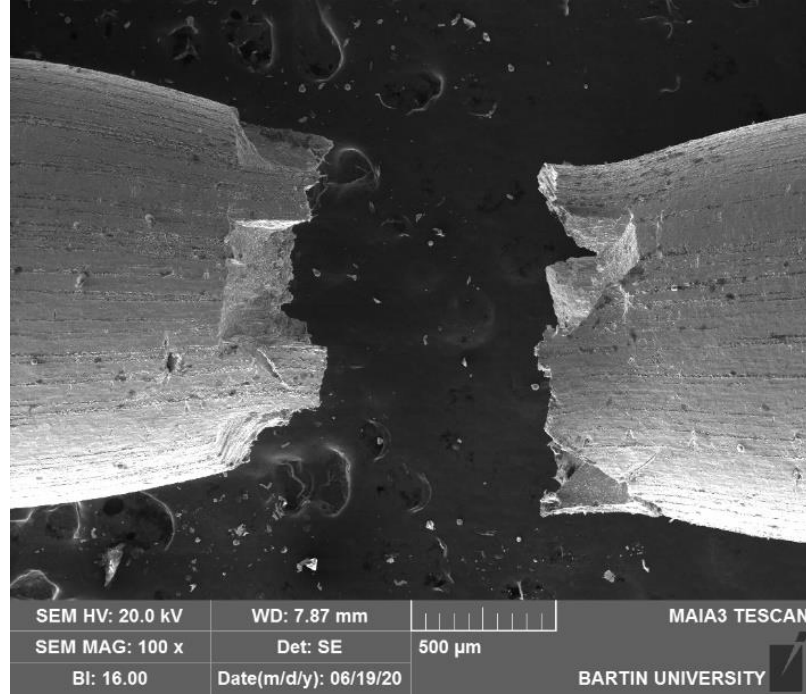
Şekil 5.8. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış süper elastik NiTi ŞHA tel numunelere (1, 3, 5) ait gerilim-gerinim grafiği.



Şekil 5.9. Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış (5) numuneye ait 200x büyütme kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

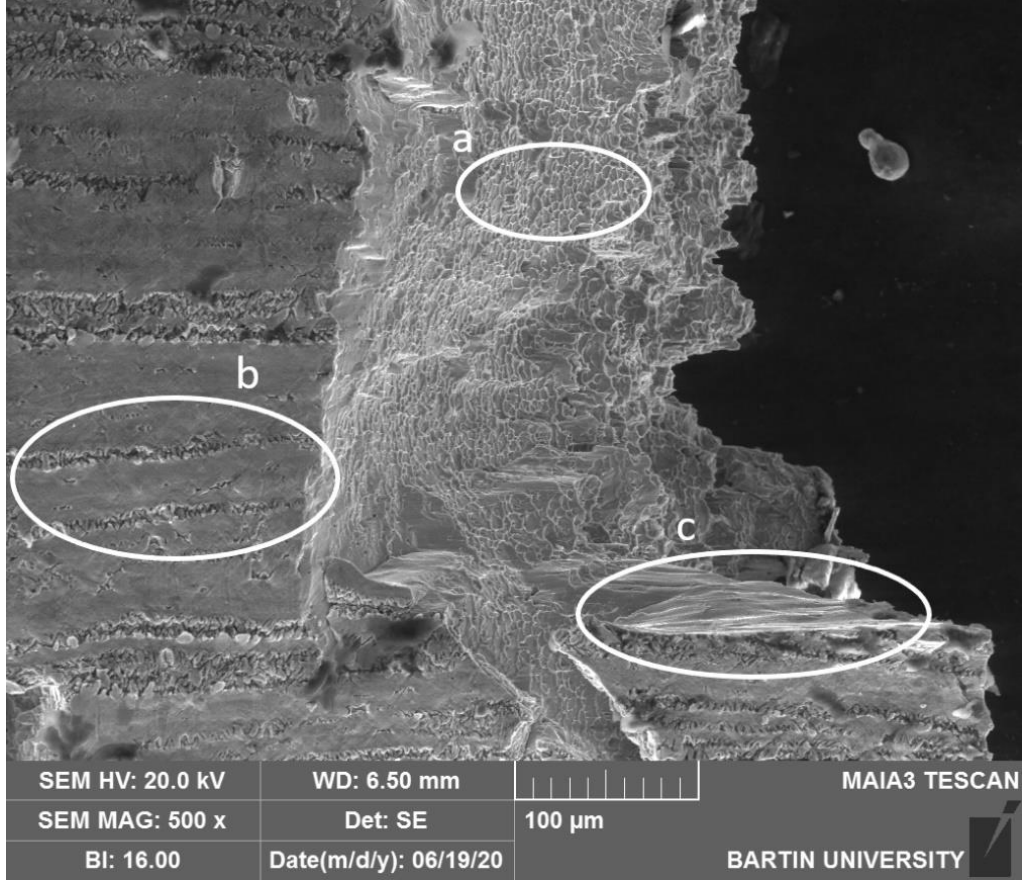
## 5.2. SEM (SCANNING ELECTRON MICROSCOPY) ANALİZİ İLE MİKRO YAPI İNCELEMESİ

Süper elastik NiTi ŞHA tellerin farklı ortam sıcaklıklarında sergiledikleri mekanik özellikler ve bu özelliklere ısı işlem uygulamasının etkisinin incelendiği bu çalışmada, çekme testi uygulanan tel numunelerin kırılma görüntüleri SEM cihazı ile görüntülenmiştir. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilmiş, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış süper elastik NiTi ŞHA tel numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 5.10'da gösterilmiştir.



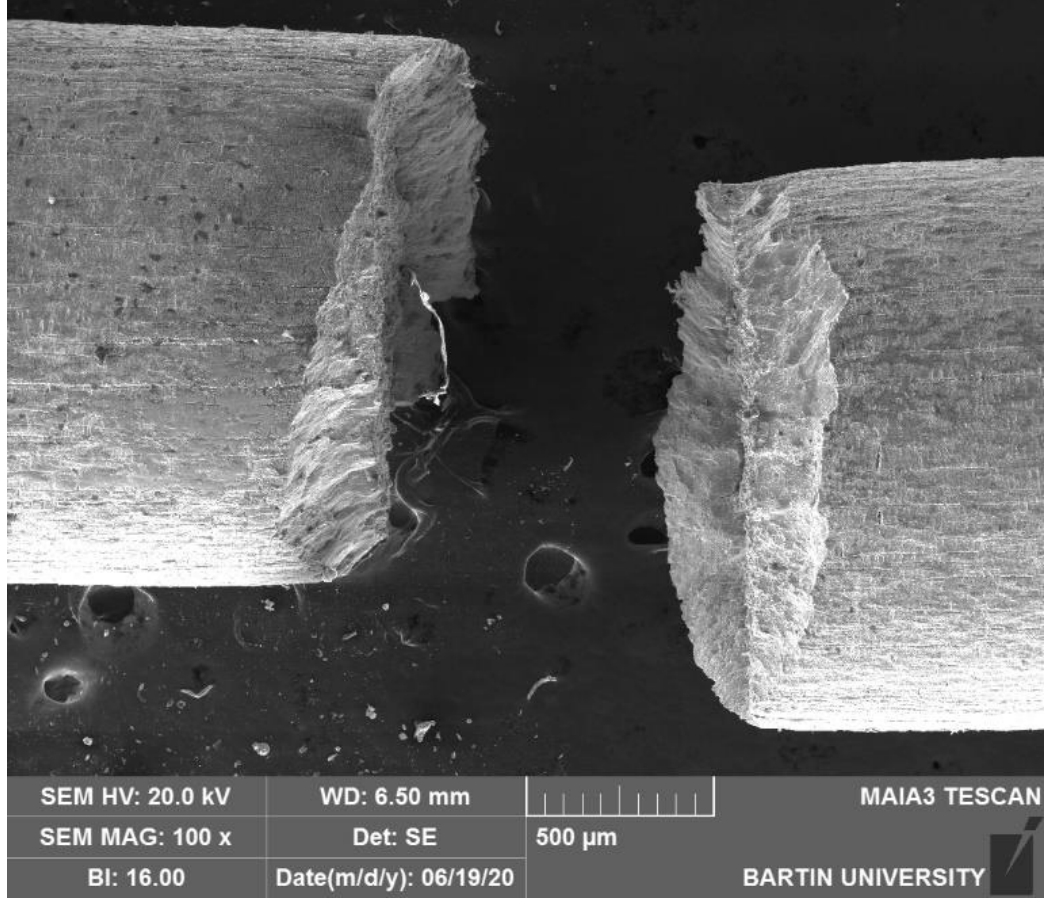
Şekil 5.10. Çekme testi oda sıcaklığında gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış süper elastik NiTi ŞHA tel numuneye (3) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

SEM görüntüsü incelendiğinde, çatlak uçlarında meydana gelen plastik deformasyonlar kırılmanın sünek olarak gerçekleştiğini göstermiştir. Kırılma yüzeyleri daha detaylı incelendiğinde, birden fazla kırılma mekanizmasının olduğu görülmektedir (Şekil 5.11). Şekil 5.11a'da ince taneli bir yapı, Şekil 5.11b'de mikro çatlaklar ve Şekil 5.11c'de düzlemsel bir kırılma modeli olduğu gözlemlenmiştir.



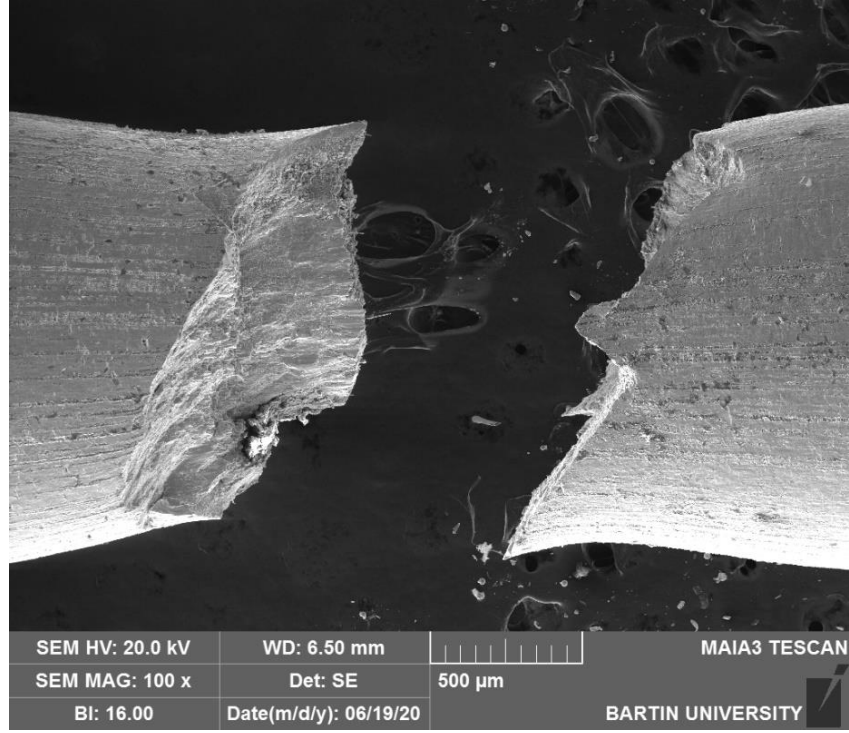
Şekil 5.11. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış numuneye (3) ait a) ince taneli yapı, b) mikro çatlaklar ve c) düzlemsel kırılma bölgeleri SEM görüntüsü.

Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuş süper elastik NiTi ŞHA tel numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 5.12'de gösterilmiştir. SEM görüntüsü incelendiğinde, yüzeylerde mikro çatlakların oldukça az olduğu, yüzey yapısının kırılma bölgesinde meydana gelen gerilmelerden en az düzeyde etkilendiği tespit edilmiştir.

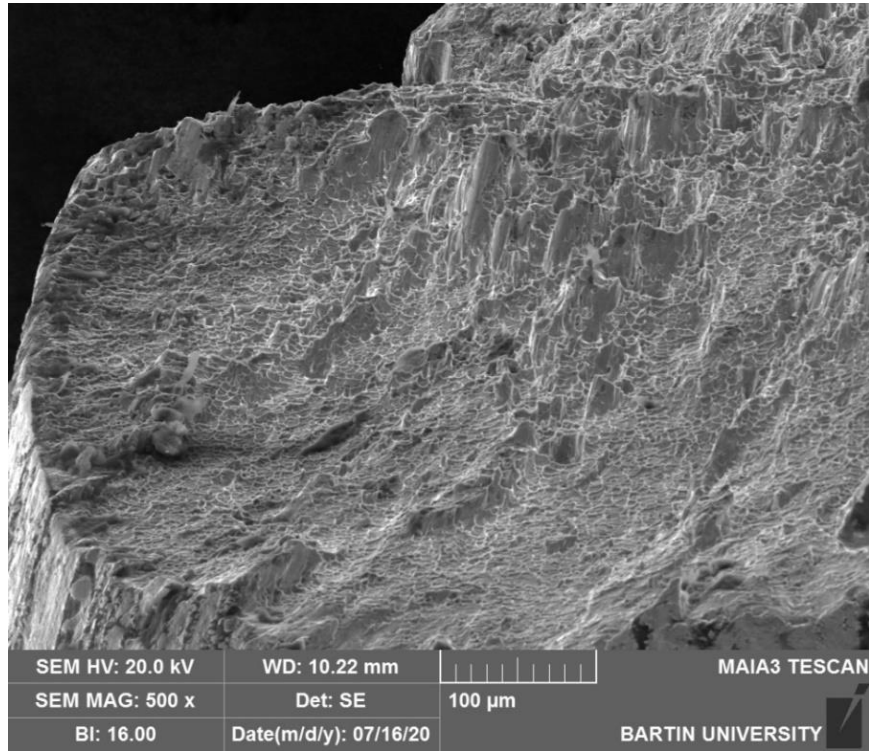


Şekil 5.12. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işleminin uygulandığı süper elastik NiTi ŞHA numuneye (4) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısıl işlem uygulanmış 1 numaralı numuneye ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.13'de gösterilmiştir. Kırılma bölgeleri incelendiğinde, kesit daralmasının meydana geldiği bölgelerde mikro çatlakların kısmi olarak oluştuğu görülmektedir. Plastik deformasyonun yoğun olarak görüldüğü SEM görüntüleri, kırılmanın sünek olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Ayrıca, kırılma yüzeylerinden alınan 500x büyütme SEM görüntüleri incelendiğinde, ince taneli mikro yapının belirgin olarak tüm yüzeyi kapladığı görülmektedir (Şekil 5.14). Bu durum, kırılmanın sünek olarak gerçekleştiği sonucunu doğrulamaktadır (Ahadi ve Sun, 2016).

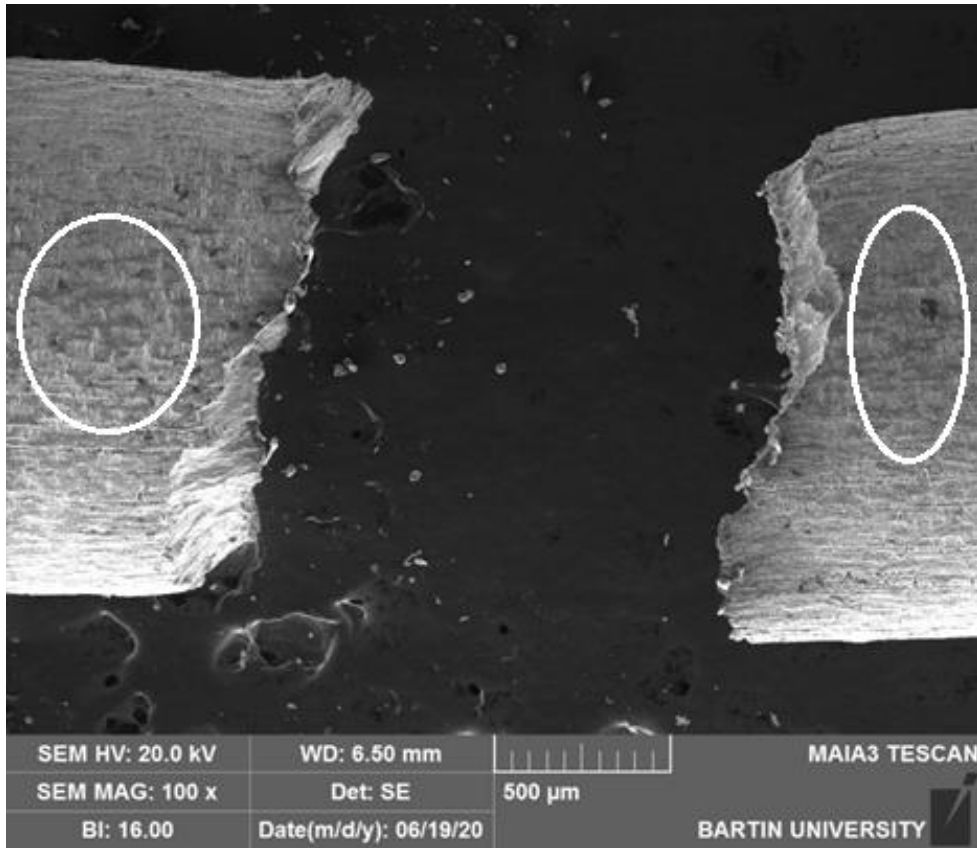


Şekil 5.13. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısıl işlem uygulanmış numuneye (1) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.



Şekil 5.14. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısıl işlem uygulanmış numuneye (1) ait kırılma bölgesinin 500x büyütmeli SEM görüntüsü.

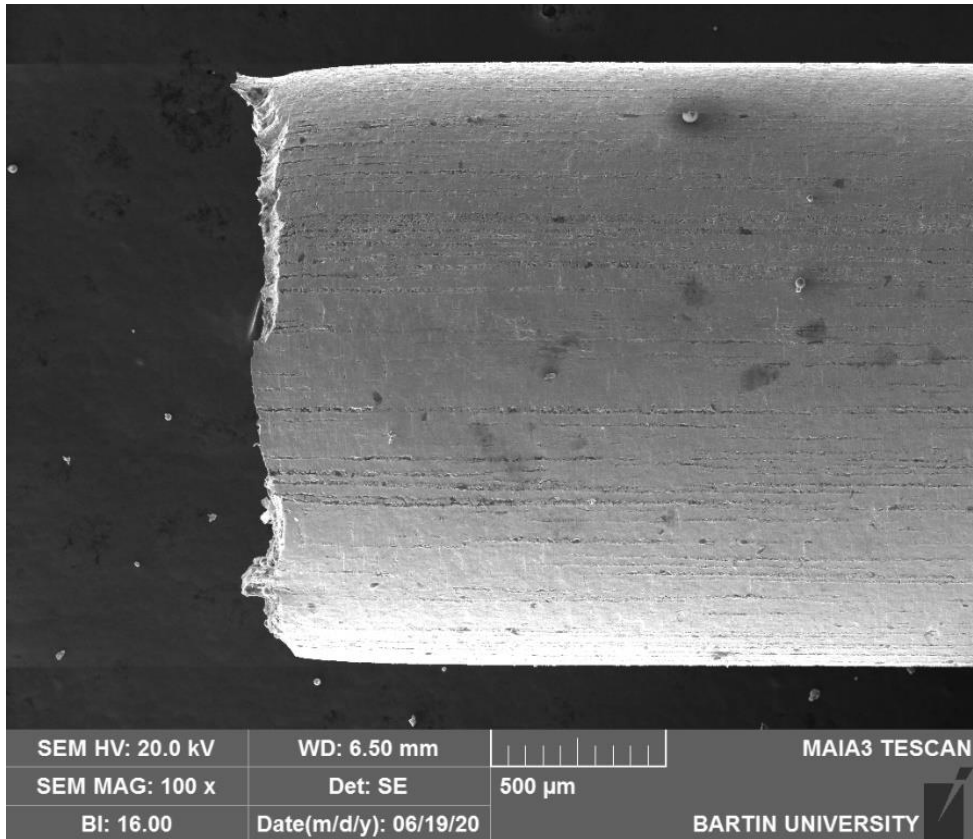
Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 2 numaralı numuneye ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.15’de verilmiştir. Gerilmenin yoğun olduğu bölgelerde, diğer çekme testi sonuçlarından farklı olarak ince tane yapısı ve mikro çatlak oluşumu nispeten azalmıştır. SEM görüntüleri incelendiğinde, yüzeylerde yoğun olarak karbon atomlarının yer aldığı görülmektedir. Yüzeydeki karbon yoğunluğunun belirlenmesi için yapılan EDS analizinde, yüzeydeki karbon içeriği maksimum %29 olarak ölçülmüştür (Şekil 5.25). Tel yüzeyinden merkeze inildiğinde ise karbon oranının azaldığı (%6.8) gözlemlenmiştir (Şekil 5.26). NiTi alaşımlarında karbon varlığının mekanik özellikleri olumsuz etkilediği, dönüşüm sıcaklıklarını değiştirdiği ve sonucunda faz dönüşümlerinin gerçekleşmemesi gibi olumsuzluklara neden olduğu bilinmektedir (Frenzel ve arkadaşları, (2007)).



Şekil 5.15. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numuneye (2) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış 5 numaralı numuneye ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.16'da verilmiştir. SEM görüntüsü incelendiğinde, plastik deformasyonun oldukça az olduğu görülmekte, bu durum, gevrek kırılma modelinin oluştuğunu göstermektedir. NiTi alaşımlarında gevrek kırılma modeli, kırılma tokluğu değeri martenzit tane yapısının genişlemesi için gerekli olan kritik gerilim yoğunluğundan daha az olan numunelerde kırılma bölgesindeki çatlak uçlarının genişlemesi sonucu meydana gelmektedir (Luo ve arkadaşları, 2016).

Numune yüzeyinden alınan EDS analizi verileri incelendiğinde, diğer çekme testlerine oranla mekanik özelliklerin en az düzeyde etkilendiği sonucuna varılmıştır. EDS analizlerinde, yüzeydeki karbon oranı en yüksek %9.6, yüzey altında ise %5.8 olarak ölçülmüştür (Şekil 5.28).

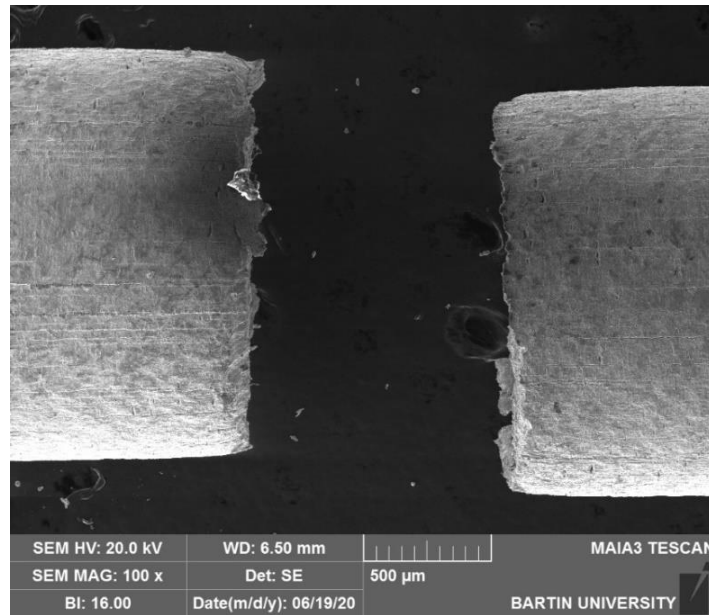


Şekil 5.16. Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yaşlandırma ve kriyojenik işlem uygulanmamış numuneye (5) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.



Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış süper elastik NiTi ŞHA tel numuneye (6) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.17’de verilmiştir. SEM görüntüsü incelendiğinde, kırılmanın gevrek olarak gerçekleştiği ve kırılma bölgelerinde yoğun olarak kararmaların meydana geldiği görülmektedir. Gerilmenin yoğun olduğu kopma bölgelerinden alınan EDS analiz verileri incelendiğinde, yüzeydeki karbon oranının (%57.5) arttığı gözlemlenmiştir. Bu değer, benzer ortam sıcaklığında (140 °C) gerçekleştirilmiş çekme testinde, ısıl işlem uygulanmamış numune yüzeyinde ölçülen %9.6 karbon içeriğinden yaklaşık 6 kat yüksek olduğu tespit edilmiştir. Karbon yüzdesindeki bu önemli artış, yapılan tüm çekme testi verileri ele alındığında yüzeyde ölçülen en yüksek karbon değeri olarak ölçülmüştür. Tel numune iç yapısından parlatma işlemi sonrası alınan yüzey altı EDS analiz verilerinde ise karbon oranının %7 değerine kadar azaldığı, Ni oranının %52, Ti oranının ise %41 düzeyinde olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 5.31).

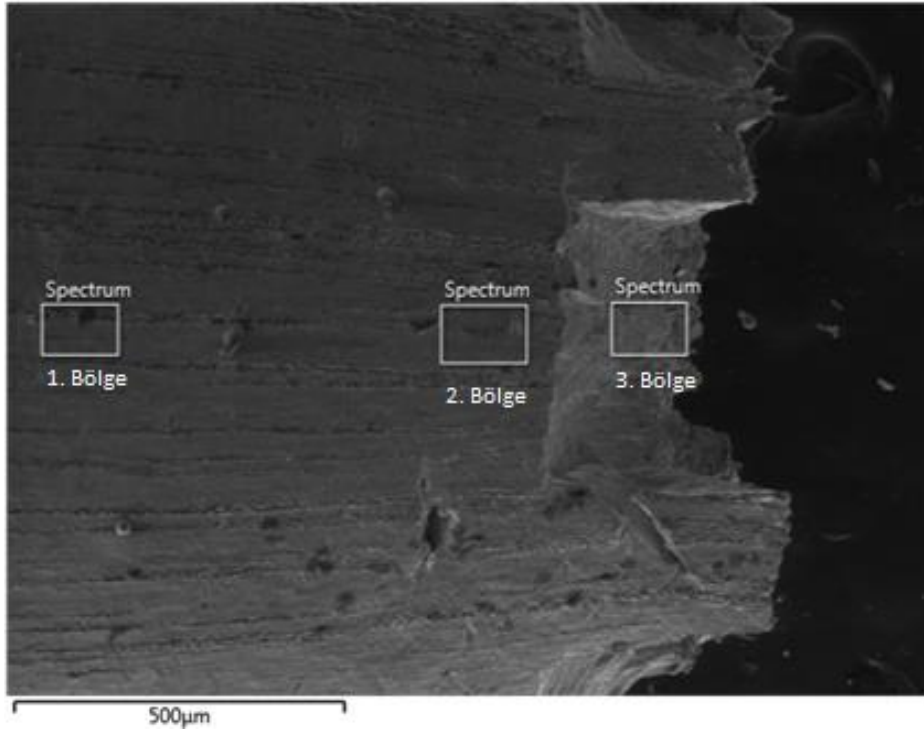
Yüzeydeki element kompozisyonu dikkate alındığında, artan karbon oranı nedeniyle Ni (%26.7) ve Ti (%14.6) oranlarının oldukça düştüğü (Şekil 5.30) bir yüzey yapısının meydana geldiği, düşük Ni oranı numunenin korozyon direnci ve martenzitik dönüşümünü olumsuz yönde etkileyebilecek düzeyde olduğu tespit edilmiştir (Tanzi ve arkadaşları, (2019)).



Şekil 5.17. Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numuneye (6) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü.

### 5.3. EDS (ENERGY-DISPERSİVE SPECTROSCOPY) ANALİZİ İLE ELEMENT TANIMLAMA

Süper elastik NiTi ŞHA'lara mekanik yüklerin uygulanması (çekme testi) sonrasında gerilmenin yoğun olduğu bölgelerde numunelerin kimyasal kompozisyonunun değişebileceği düşünülerek, kopma yüzeylerinden ve yüzey altındaki çeşitli bölgelerden SEM görüntüleri alınmıştır. Şekil 5.18'de oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış numuneye (3) ait 500x büyütme SEM görüntüsü verilmiştir. Süper elastik NiTi ŞHA tel numunenin 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerinde EDS analizi yapılarak yüzeylerde meydana gelen element kompozisyonundaki değişimlerin tespit edilmesi sağlanmıştır.

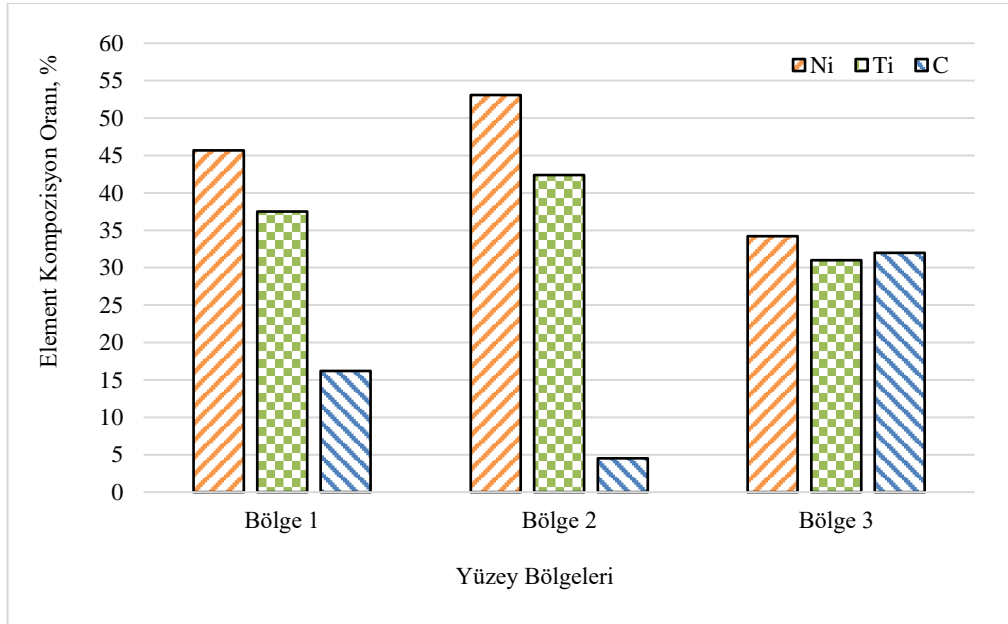


Şekil 5.18. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış numuneye (3) ait 1, 2 ve 3 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.

Analiz sonuçları incelendiğinde, yüzeylerin (özellikle 1. ve 3. bölgeler) Ni ve Ti elementlerinin yanı sıra karbon elementide içerdiği gözlemlenmiştir (Şekil 5.19). Yüzeylerdeki karbon oranı, 2 numaralı bölgede daha az tespit edilmiştir. Elde edilen spektro analizler, homojen bir karbon dağılımının olmadığını göstermiştir.

NiTi alaşımlarında karbon, dikkatle kontrol edilmesi gereken dezavantajlı bir elementtir. NiTi alaşımlarda karbon içeriği genellikle ergitme döküm işlemlerinde karbon potalar kullanıldığında ortaya çıkmaktadır. Karbon, NiTi matrisinden Ti atomlarına bağlanması sonucu Titanyum Karbür (TiC) inklüzyonlarını oluşturmaktadır. Oluşan yapıda karbürlerin kırılma olmaları, üretim problemlerini ortaya çıkarmakta ve yorgunluk ömrünün kısılmasına neden olabilmektedir (Ziolkowski, 2015).

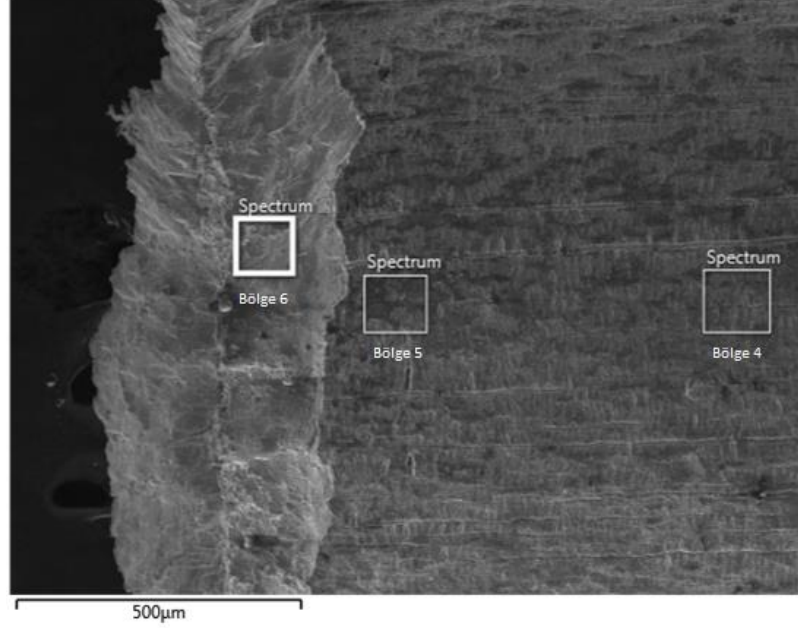
Kırılma bölgesine ait SEM görüntüsü (Şekil 5.18) üzerinde yapılan EDS analizi verileri incelendiğinde, 3. bölgede karbon oranının yaklaşık %30 olduğu tespit edilmiştir. Kırılma bölgesinde meydana gelen kesit daralması ve plastik deformasyonlar neticesinde EDS analizi alınan 3. bölge yüzeyi SEM mikroskobunun uzağında yer almıştır. Bu durumun EDS analizi verilerini olumsuz etkilemiş olabileceği ve doğruluk oranını azaltabileceği düşünülmektedir.



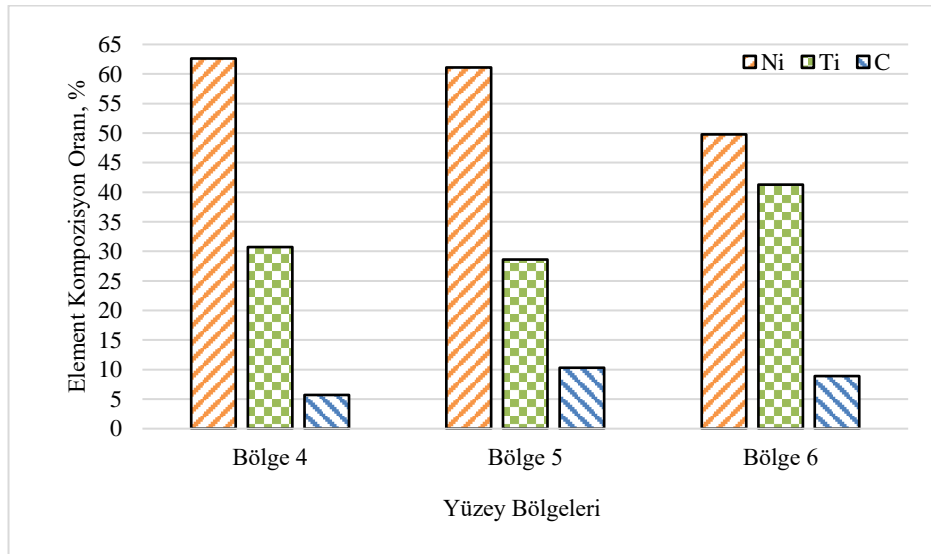
Şekil 5.19. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmamış numunenin (3) çeşitli yüzey bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numuneye (4) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.20’de verilmiştir. Yapılan EDS analizleri sonucunda 4. bölgede Ni %6.68 (%55.92 → %62.6) ve C %5.7

(%0.008 → %5.7) oranının artmış olduğu, Ti oranının ise %13.3 (%44 → %30.7) düşüş gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 5.21). Kopma bölgesine yakın (bölge 6) alınan EDS analizi sonuçlarında, 4. bölgeye kıyasla Ni oranının düşüş gösterdiği (%49.8), Ti (%41.3) ve C (%8.9) oranlarında önemli artışların olduğu gözlemlenmiştir.



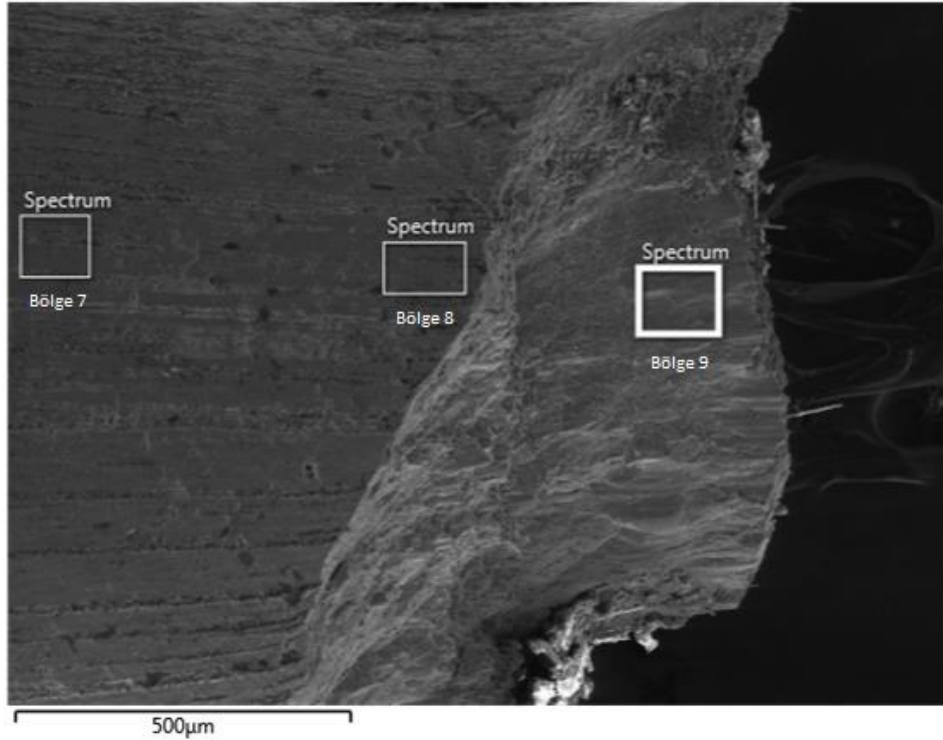
Şekil 5.20. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (4) süper elastik NiTi ŞHA telin 4, 5 ve 6 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.



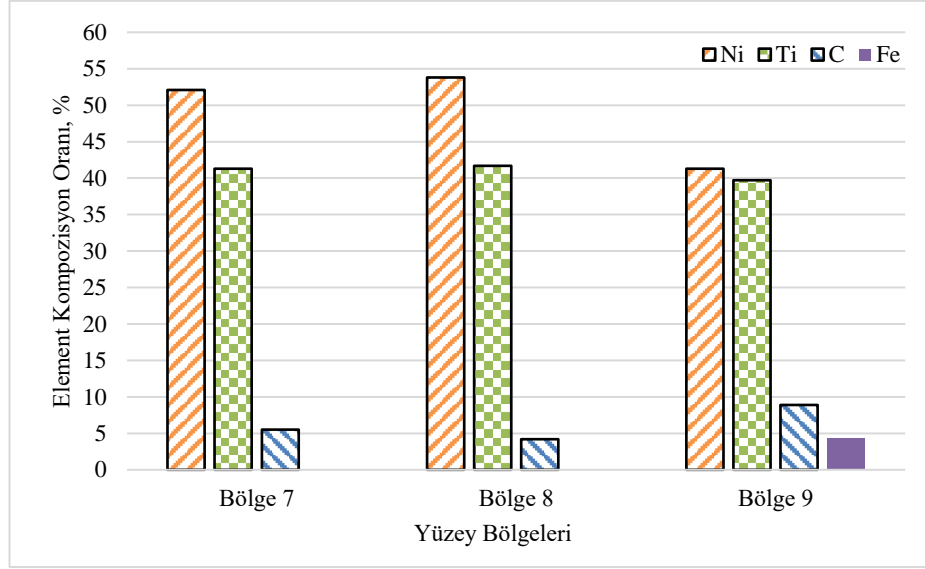
Şekil 5.21. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (4) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısıl işlem uygulanmış numuneye (1) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.22’de verilmiştir. Çeşitli bölgelerden alınan EDS analizi sonuçlarında, kırılma bölgelerine yakın yüzeylere yaklaşıldıkça Ni (%41.3) ve Ti (%39.7) oranlarının azaldığı, C (%8.9) ve Fe (%4.3) oranlarının ise artış gösterdiği gözlemlenmiştir (Şekil 5.23).

Fe elementi, NiTi alaşımlarının mekanik özelliğinde önemli bir etkiye sahiptir. Fe elementinin artan oranıyla birlikte alaşımın mukavemeti önemli ölçüde artmakta, şekil verilebilirlik azalmaktadır. Akıllı malzemelerde, Ni oranının azalıp Fe oranının artması durumlarında martenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı düşmektedir (Zhao ve arkadaşları, 2017). Ayrıca, NiTi alaşımlarına Fe ilavesi sonrası martenzitik dönüşümün oluşmadığı araştırmacılar tarafından belirtilmiştir (Zhao ve arkadaşları, 2017). Yüzeydeki Fe elementi varlığının aksine, parlatma işlemi sonrası yüzey altından alınan EDS analizi verilerinde Ni (%51.1), Ti (%40) ve C (%8.9) oranı ölçülmüş, Fe elementine rastlanılmamıştır.



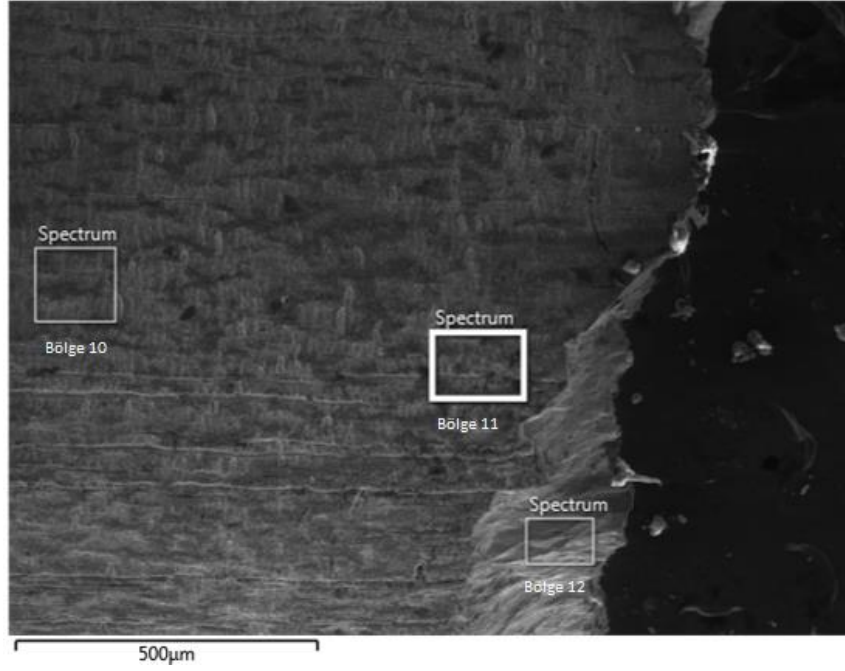
Şekil 5.22. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik işlem uygulanmış (1) süper elastik NiTi ŞHA telin 7, 8 ve 9 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütmeli SEM görüntüsü.



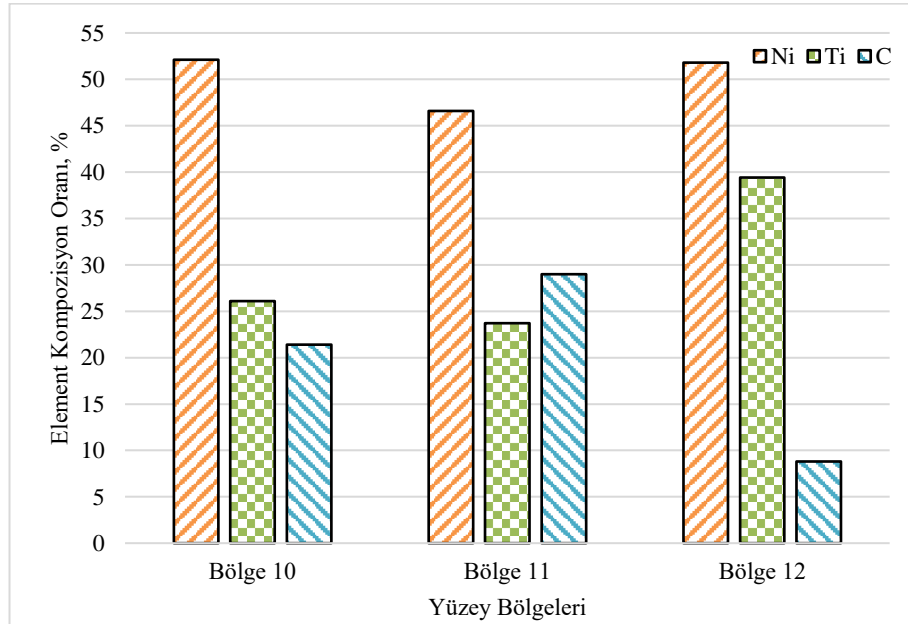
Şekil 5.23. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik işlem uygulanmış (1) numunenin çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numuneye (2) ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.24’de verilmiştir. Çeşitli bölgelerden alınan EDS analizi verilerinde C elementinin yüzeyde yoğun olarak bulunduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.25). Çekme testi öncesi yapılan kimyasal kompozisyon analizlerinde %44 olarak ölçülen Ti oranı, 11. bölgeden alınan EDS analizlerinde yaklaşık %50 oranında düşüş (%23.7), C oranı ise %29 oranında artış göstermiştir. Karbon ile birleşen titanyumun her atomu, NiTi kafesinden soyulmuş bir atom olmakta, bu durum bileşimi değiştirmekte ve dönüşüm sıcaklığını çok daha düşük hale getirmektedir (Chougule ve arkadaşları, 2018). Dönüşüm sıcaklığının büyük oranda düşmesi, NiTi alaşımlarında mekanik özellikleri olumsuz etkileyen önemli bir etkendir (Borboni, 2008).

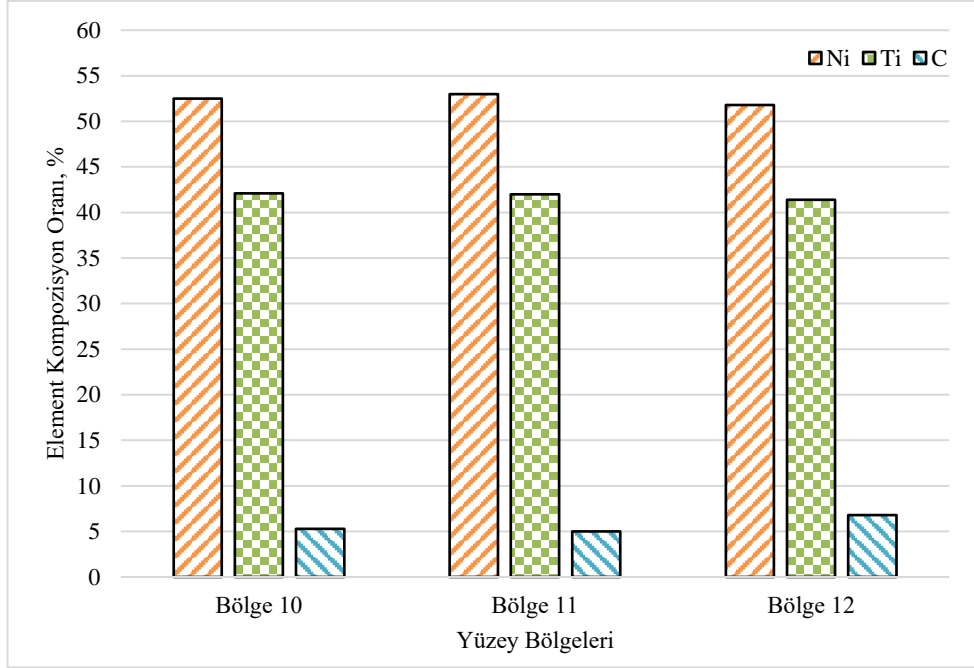
Numune yüzeyinde gözlenen Ti oranındaki %50 düşüşün yüzey altında hangi oranda gerçekleştiğini tespit etmek adına kopma bölgesi yüzeyinde parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatma işlemi sonrası yapılan EDS analizi verilerinde, %41.4 Ti, %6.8 C oranı tespit edilmiş (Şekil 5.26), gerilme kaynaklı element kompozisyonundaki değişimlerin yoğun olarak numune yüzeyinde gerçekleştiği sonucuna varılmıştır.



Şekil 5.24. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (2) süper elastik NiTi ŞHA telin 10, 11 ve 12 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.



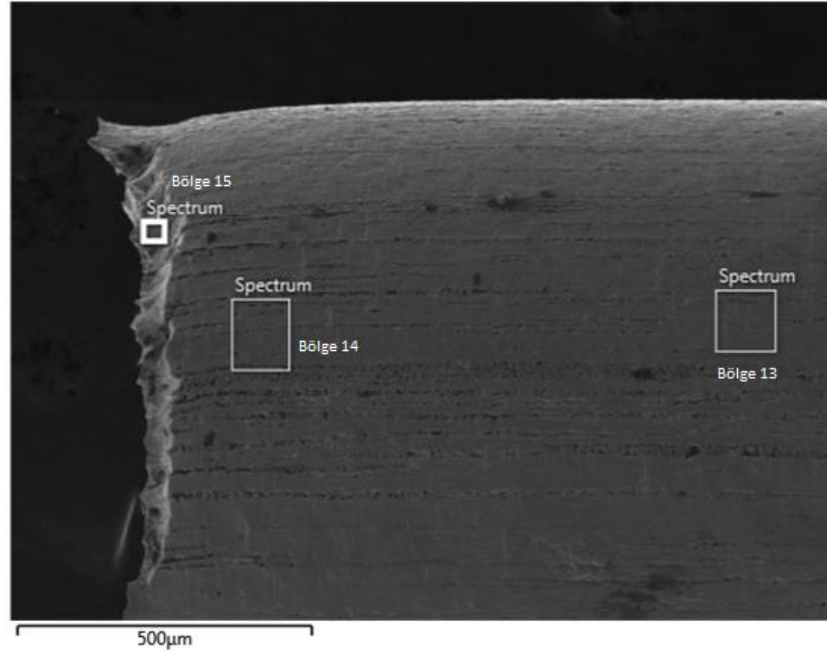
Şekil 5.25. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (2) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.



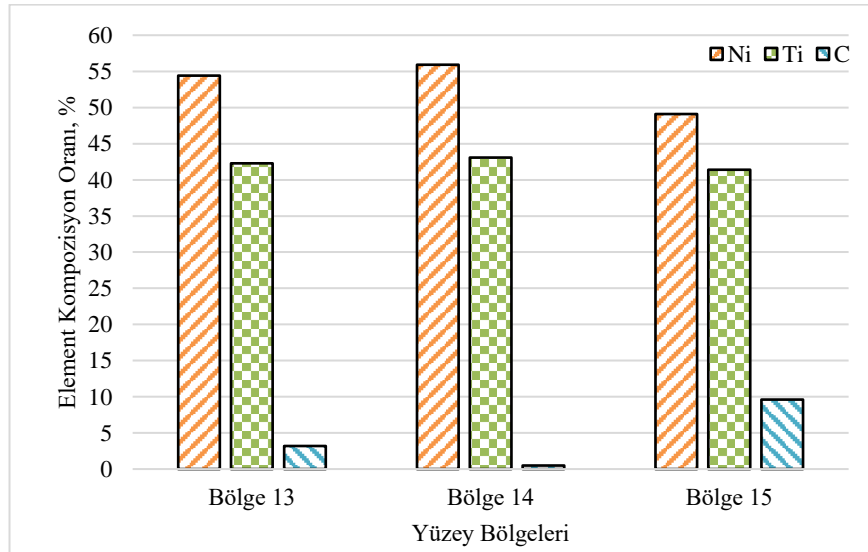
Şekil 5.26. Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (2) parlatma işlemi sonrası çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış numuneye ait kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.27’de verilmiştir. Çeşitli bölgelerden yapılan EDS analizlerinde, tüm çekme testi koşulları ele alındığında yüzeydeki en düşük C elementi varlığı tespit edilmiştir (Şekil 5.28). Numune yüzeyinde yapılan EDS analizi verileri 3 farklı bölgede incelenmiş, çekme testi öncesi gözlemlenen Ni ve Ti yüzdesi önemli bir değişim göstermemiş, yalnızca kopma bölgesinde %9.6 oranında C artışına rastlanılmıştır. Elde edilen sonuçların mevcut Ni ve Ti fazlarının korunması açısından önemli olduğu, gerilme kaynaklı değişimlerin en az düzeyde gerçekleştiği ve mekanik özelliklerin diğer çekme koşullarına oranla daha az etkilendiği sonucuna varılmıştır.





Şekil 5.27. Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmamış (5) süper elastik NiTi ŞHA telin 13, 14 ve 15 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.

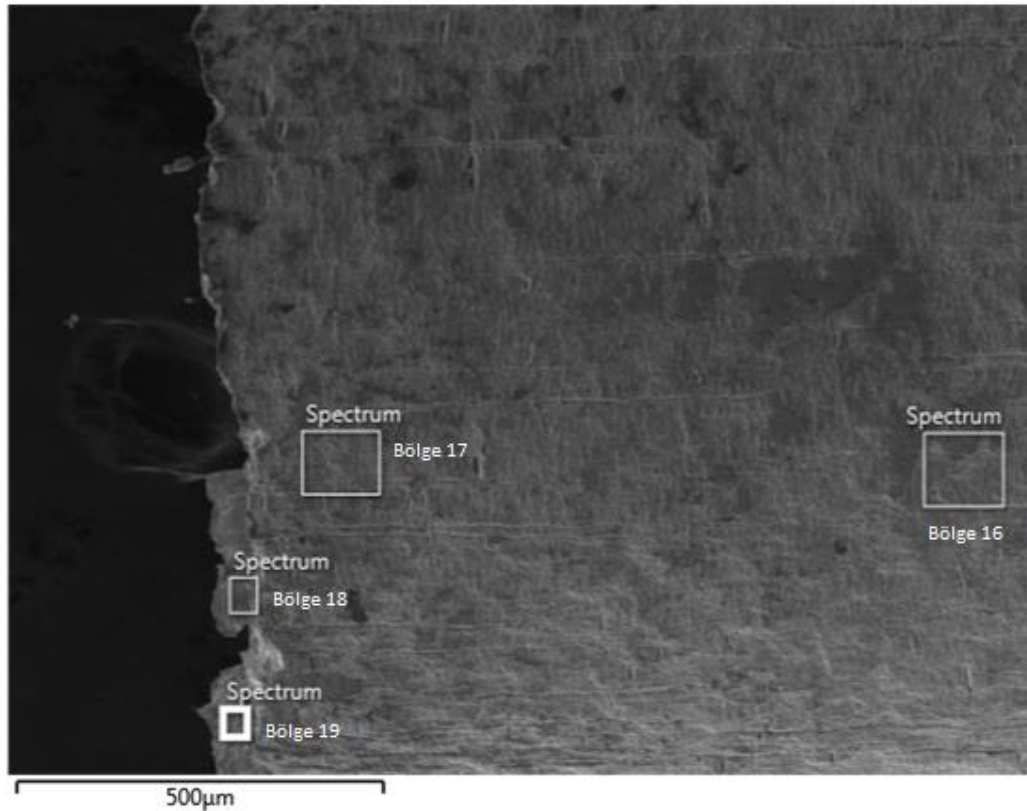


Şekil 5.28. Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmamış numunenin (5) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

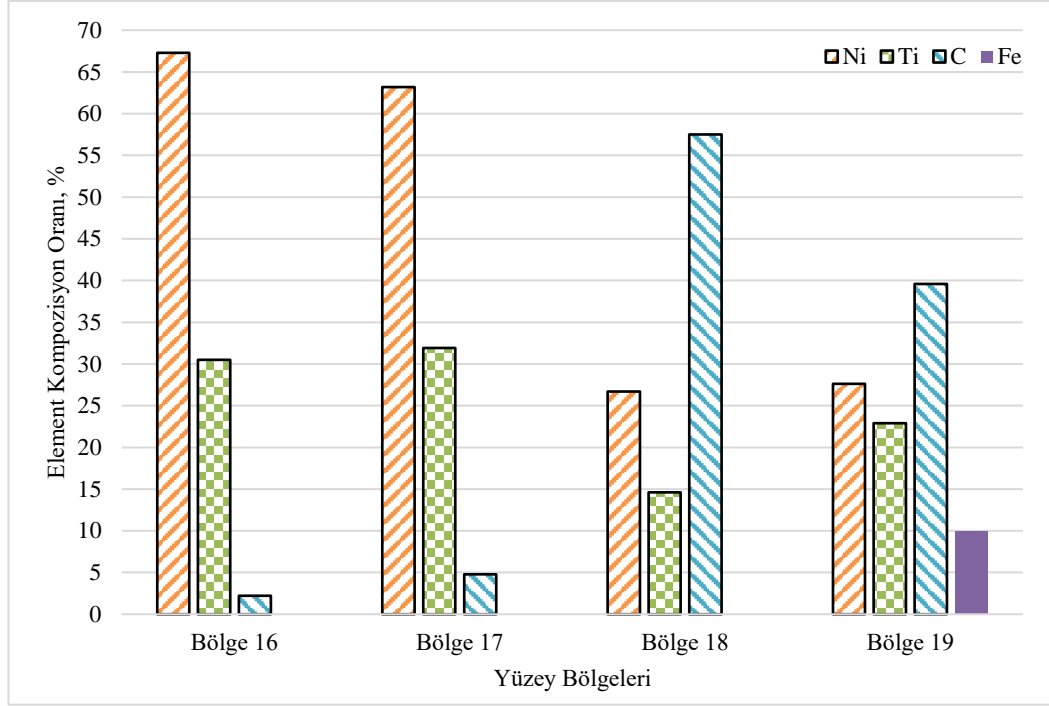
Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numuneye ait (6) kırılma bölgesi SEM görüntüsü Şekil 5.29’da verilmiştir. Çeşitli bölgelerden yapılan EDS analizlerinde, 16 numaralı bölgede en yüksek Ni (%67.3) ve 18 numaralı bölgede en yüksek C (%57.5) oranı tespit edilmiştir (Şekil

5.30). Bölge 18 ve 19'dan alınan elementel EDS analizi verilerinde doğruluk oranlarının düşük olmasıyla birlikte, numune yüzeyinden alınan SEM görüntüsü incelendiğinde, karbon elementinin yüzeyde sıklıkla yer aldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca kopmanın gerçekleştiği bölgede ölçülen Fe oranı (%9.9), oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen yalnızca kriyojenik ısıtma işlemi uygulanmış numuneye ait EDS analizi sonuçlarıyla benzerlik göstermektedir. Yüzeylerden parlatma sonrası alınan EDS analizi verilerinde Ni (%52.1), Ti (%40.9) ve C (%7) olarak ölçülmüş, Fe içeriğine rastlanmamıştır (Şekil 5.31).

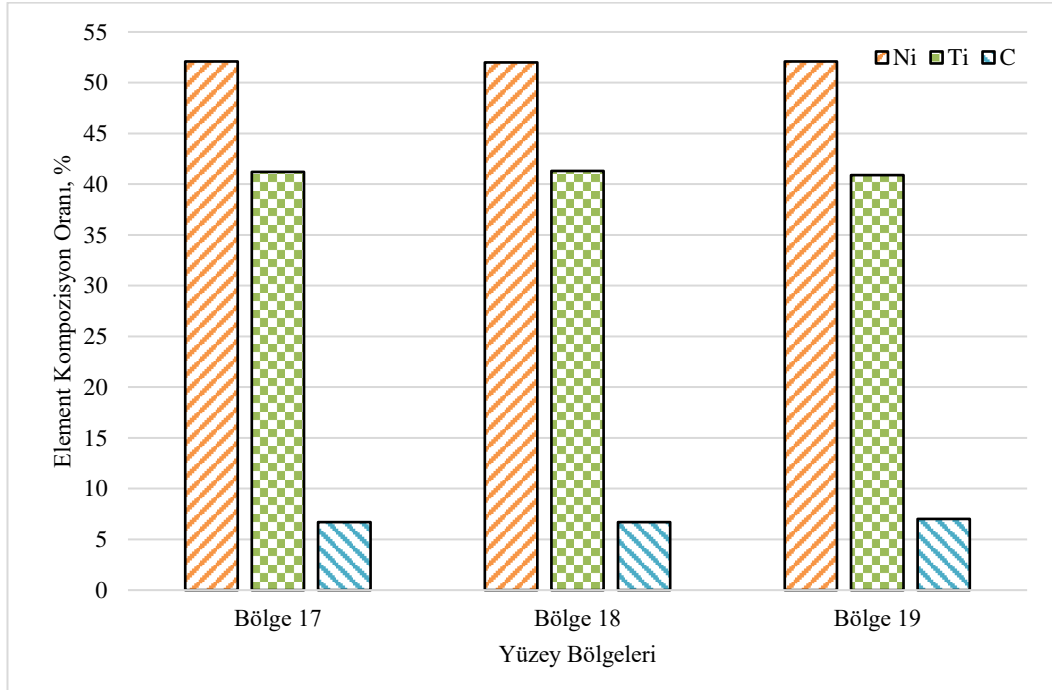
Gerilmenin yoğun olarak gerçekleştiği yüzey bölgelerinde Ni ve Ti oranlarındaki düşüşler tüm çekme testlerinde meydana gelmiş olsa da bu çalışmada Ni (%26.7) ve Ti (%14.6) oranlarının en düşük değerleri tespit edilmiştir.



Şekil 5.29. Çekme testi 140 °C'de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış (6) süper elastik NiTi ŞHA telin 16, 17, 18 ve 19 numaralı kırılma bölgelerinin 500x büyütme SEM görüntüsü.



Şekil 5.30. Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (6) çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.



Şekil 5.31. Çekme testi 140 °C’de gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunenin (6) parlatma işlemi sonrası çeşitli bölgelerinden elde edilen elementel EDS analiz verileri grafiği.

## BÖLÜM 6

### SONUÇLAR

Akıllı malzemeler üzerine yapılan çalışmalar günümüzde artış göstermesine rağmen; yüzey yapısında, mekanik özelliklerinde ve faz dönüşüm sıcaklıklarında meydana gelen değişimlerin, bu değişimlere etki eden sebeplerin tam anlamıyla tespit edilmesi oldukça zor olmaktadır. Yapılan bu çalışmada; süper elastik NiTi ŞHA tellerin mekanik yüklemeler sonrası yüzey yapısında meydana gelen deformasyon modelleri SEM ve EDS cihazları ile incelenmiş, mekanik yüklemeler çekme testi cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çalışmalar sonucu elde edilen bulgular;

- Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin (2, 4 ve 6) çekme ve akma gerilmesi değerleri, yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış (1, 3 ve 5) numunelere kıyasla %12 ila %58 oranında düşüş göstermiştir.
- En yüksek çekme (1024.9 MPa) ve akma gerilmesi (409.8 MPa) değerleri kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış, oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen (3) numunede elde edilmiştir.
- En düşük akma gerilmesi değeri (161.05 MPa), oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (2) numunede, en düşük çekme gerilmesi değeri (737.3 MPa) ise çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (6) numunede tespit edilmiştir.
- Element kompozisyonunda meydana gelen değişimlerin numune yüzeyindeki Ni ve Ti oranına etkisi incelendiğinde, çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış 6 numaralı numunede en düşük Ni (%55.9 → %26.7) ve Ti (%44 → %14.6) oranı tespit edilmiştir.
- Çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, kriyojenik ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmamış (5) numunede 14 numaralı bölgeden alınan elementel

- EDS analizi verilerinde çekme testi öncesi ve sonrasında yüzeyde ölçülen Ni değerinin değişmediği (%55.9 Ni) tespit edilmiştir.
- Çekme testi öncesi numune yüzeyinde %0.008 oranında ölçülen C elementi oranı, çekme testi sırasında meydana gelen gerilmeler ve ısıl işlem uygulamalarının etkisiyle önemli değişimler göstermiş, çekme testi sonrası 5 numaralı numune yüzeylerinde en düşük %0.5, 6 numaralı numune yüzeyinde en yüksek %57.5 C elementi oranı tespit edilmiştir.
- Oda sıcaklığında çekme testi gerçekleştirilen, yalnızca kriyojenik ısıl işlem uygulanmış (1) numune yüzeyinde %4.3 Fe ve çekme testi 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen, yalnızca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış (6) numune yüzeyinde %9.9 oranında Fe elementi tespit edilmiştir.
- Çekme testi oda sıcaklığında gerçekleştirilen 1, 2, 3 ve 4 numaralı numunelerde sünek, 140 °C sıcaklıkta çekme testi gerçekleştirilen 5 ve 6 numaralı numunelerde ise gevrek kırılma modeli tespit edilmiştir.

Genel olarak; mekanik yüklemeler sonrası kopma gerçekleşen yüzey bölgelerinde gerilme nedeniyle Ni ve Ti oranlarında düşüş, C ve Fe oranlarında ise artış gözlemlenmiştir. Yüzeylerde parlatma işlemi yapılarak yüzey altında ölçülen elementel kompozisyon oranlarında ise Fe elementinin mevcudiyetine rastlanılmamış, C oranındaki artışların yaklaşık %8-10 düzeyinde olduğu gözlemlenmiştir. C oranındaki artış mekanik özellikleri olumsuz etkilemiş, akma ve çekme gerilmesi değerlerinde düşüşe neden olmuştur. Mekanik özelliklerdeki değişimler ile Ni ve Ti oranlarındaki düşüşlerin faz dönüşüm sıcaklıklarını düşürmesi sonucu martenzitik dönüşümün olumsuz etkileneceği sonucuna varılmıştır.

## KAYNAKLAR

1. Jaureguizar, S. M., Chapetti, M. D., Yawny, Yawny A. A., “Fatigue of NiTi shape memory wires”, *Procedia Structural Integrity*, 2: 1427-1434 (2016).
2. Bisaria H., Shandilya P., “Study on effect of machining parameters on performance characteristics of Ni-rich NiTi shape memory alloy during wire electric discharge machining”, *Materials Today: Proceedings* 5, 3316–3324 (2018).
3. Wieczorek B., Kukla M., Wargula L., Walus K. J., Wiesner K., “Smart materials activation analysis on example of nickel and titanium alloys”, *MATEC Web of Conferences*, 157: 07015 (2018).
4. Motemani Y., Nili-Ahmadabadi M., Tan M. J., Bornapour M., Rayagan Sh., “Effect of cooling rate on the phase transformation behavior and mechanical properties of Ni-rich NiTi shape memory alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 469: 164–168 (2009).
5. Kaynak Y., Karaca H., Noebe R. D., Jawahir I. S., “Analysis of tool-wear and cutting force components in dry, preheated, and cryogenic machining of NiTi shape memory alloys”, *Procedia CIRP*, 8: 498 – 503 (2013).
6. Kaynak Y., Karaca H., Jawahir I., “Cryogenic machining of NiTi shape memory alloys”, *6th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies/Molds*, Ankara (2011).
7. Khalil A. N. M., Azmi A. I., Murad M. N., Ali M. A. M., “The effect of cutting parameters on cutting force and tool wear in machining Nickel Titanium shape memory alloy ASTM F2063 under Minimum Quantity Nanolubricant”, *Procedia CIRP*, 77: 227–230 (2018).
8. Gaikwad V., Jatti V. S., “Optimization of material removal rate during electrical discharge machining of cryo-treated NiTi alloys using Taguchi’s method”, *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*, 30: 266–272 (2018).
9. Sadati, M. H., Javadi Y., “Investigation of mechanical properties in welding of shape memory alloys”, *Procedia Engineering*, 149: 438 – 447 (2016).
10. Aslantaş K., Kaynak Y., “Micro milling of NiTi shape memory alloy and determination of critical chip thickness”, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 34 (3): 1201-1211 (2019).

11. Nakamura, K., "Ultrasonic transducers: Materials and design for sensors, actuators and medical applications 1st ed.", *Woodhead publishing series in electronic and optical materials*, 700-730 (2012).
12. Nayan, N., Buravalla, V., Ramamurty, U., "Effect of mechanical cycling on the stress-strain response of a martensitic nitinol shape memory alloy", *Materials Science and Engineering A*, 525:(1-2), 60-67 (2009).
13. Yüce, İ., Yükseloğlu, S. M., Canoğlu, S., "Şekil hafızalı tekstiller ve şekil hafızalı apre uygulamaları", *Electronic Journal of Vocational Colleges*, 41-47 (2017).
14. Wu, S. K., Lin, H. C., Yang, C. H., "The slurry erosion characteristics of precipitation-hardened Ti49Ni51 shape memory alloy", *Materials Science Forum*, 394 (3): 349-352 (2001).
15. Wang, W., Li, H., "The weldability of shape memory alloy", *Journal of Physics: Conference Series*, 1168 (2): 1-15 (2019).
16. Çakmak, E. G., "Şekil hafızalı poliüretanların performanslarına zincir uzatıcı miktarı etkisinin belirlenmesi" Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 33-36 (2013).
17. Chu, C. L., Chung, C. Y., Lin, P. H., Wang, S. D. "Fabrication of porous NiTi shape memory alloy for hard tissue implants by combustion synthesis", *Materials Science and Engineering A*, 366:(1), 114-119 (2004).
18. Capek, L., Capek, D., Simunek, A. "The effect of the thermal treatment on the stress-corrosion of nickel-titanium wires", *Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering*, 15 (1): 87-88 (2012).
19. Chougule, S. M., Mathew, A. A., Mundase, K. D., Salian, N. S., "Nitinol a shape memory alloy – a review", *International Journal for Scientific Research & Development*, 6 (2): 3708-3710 (2018).
20. Velmurugan, C., Senthilkumar, V., Dinesh, S., Arulkirubakaran, D. "Machining of NiTi - shape memory alloys – A review", *Machining Science and Technology*, 22(3): 355-401 (2018).
21. Zhou, Q., Hayat, M. D., Chen, G., Cai, S., Qu, X., Tang, H., Cao, P. "Selective electron beam melting of NiTi: Microstructure, phase transformation and mechanical properties", *Materials Science and Engineering A*, 744, 290-298 (2019).

22. Zhu, Trepanier, Fino, Pelton, "Oxidation of Nitinol and its effect on corrosion resistance", *ASM Materials & Processes for Medical Device Conference*, (2003).
23. Ziolkowski, A. "Pseudoelasticity of shape memory alloys: theory and experimental studies 1<sup>st</sup> Edition", *Butterworth-Heinemann*, 15-32 (2015).
24. Zhao, Y., Jiang, S., Ling, Y., "Influence of Fe addition on phase transformation, microstructure and mechanical property of equiatomic NiTi shape memory alloy", *Acta Metallurgica Sinica*, 30: 762-770 (2017).
25. Uçar, S., "Teknik/akıllı tekstiller ve tasarımda kullanımları", Yüksek Lisans Tezi, *Mimar Sinan Güzel Sanatlar Üniversitesi*, İstanbul, (2006).
26. Orhon, A. V., "Akıllı malzemelerin mimarlıkta kullanımı", *Ege Mimarlık*, 18-21 (2012).
27. Oncel, L., Acma, M. E., "Effect of heat treatment temperature and heat treatment time on properties and use of NiTi shape memory implant material", *International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology*, 4 (1): 64-69 (2017).
28. Lagoudas, D. C., "Shape memory alloys modeling and engineering applications", *Springer*, 54-80 (2008).
29. Liu, J. F., Guo, Y. B., "Process capability of wire-EDM of NiTi shape memory alloy at main cut and trim cut modes", *Procedia Manufacturing*, 1, 904-914 (2015).
30. Yang, W., Fang, F., Fang, D. N., "Fracture and fatigue of ferroelectrics", *Comprehensive Structural Integrity*, 2, 645-686 (2003).
31. Ergun, C., Kalenderli, Ö., "Piezoelektrik malzemeler ve uygulamaları", *Proceedings of 11th International Materials Symposium*, Denizli, 595-602 (2006).
32. Yıldız, A. I., "Ferromanyetik şekil hafızalı FePd alaşımlarında manyetik ve martensitik dönüşümler", Doktora Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi*, 47-64 (2013).
33. Polat, A., "Piezoelektrik sistemli suya dayalı enerji sistemlerinin analizi ve uygulaması", Yüksek Lisans Tezi, *Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi*, 56-70 (2016).



34. Akgün, M. “Piezoelektrik özellikli, polimer nano kompozit malzeme geliştirilmesi ve titreşim sensörü olarak kullanılabilirliğinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Uludağ Üniversitesi*, 67-80 (2018).
35. Adarsh, S. H., Mallikarjun, U. S., “Effect of variation in applied force on transformation temperatures of nitinol SMAs”, *International Conference on Advances in Manufacturing and Materials Engineering*, 5, 697-703 (2014).
36. Aydınçak, İ., “Akıllı malzemeler ve havacılık”, *Mühendis ve Makina Dergisi*, 518, 1-8 (2003).
37. Addington, M., Schodek, D., “Smart materials and technologies”, *Journal of Architectural Education*, 50:(3), 395-403 (2005).
38. Akdoğan, A., Nurveren, K., “Şekil hafızalı alaşımlar”, *Mühendis ve Makina Dergisi*, 521:(44), 35-45, (2010).
39. Aslan, E., Bilgin, M. Z., Erfidan, T., “Piezoseramik malzemelerle elektrik enerjisi üretilmesi ve depolanması”, *İleri Teknoloji Bilimleri Dergisi*, 5:(2), 66-76 (2016).
40. Aslan, S., “Şekil hafızalı polimer esaslı fonksiyonel tekstil yapılarının geliştirilmesi”, Doktora Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi*, 50-65 (2017).
41. Andreasen, G., Fahl, J., “Shape memory alloys”, *Encyclopedia of Medical Devices and Instrumentation*, 2, 15-20 (1987).
42. Alidoosti, A., Nazari, A. G., Moztafzadeh, F., Jalali, N., Moztafzadeh, S., Mozafari, M., “Electrical discharge machining characteristics of nickel-titanium shape memory alloy based on full factorial design”, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 24:(13), 1546-1556 (2013).
43. Tamay, D. G., Usal, T. D., Alagoz, A. S., Yücel, D., Hasirci, N., Hasirci, V., “3D and 4D printing of polymers for tissue engineering applications”, *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*, 7, 1-22 (2019).
44. Tao, X., “Smart fibres, fabrics and clothing: fundamentals and applications”, *Woodhead Publishing Limited in association with The Textile Institute*, Washington, 87-95 (2001).
45. Tyc, O., Pilch, J., Sittner, P., “Fatigue of superelastic NiTi wires with different plateau strain”, *Procedia Structural Integrity*, 2, 1489-1496 (2016).

46. Toptaş, E., Akkuş, N., “Şekil hafızalı alaşımlar ve endüstriyel uygulamaları”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 4:(4), 15-22 (2007).
47. Tsuchiya, K., “Mechanisms and properties of shape memory effect and superelasticity in alloys and other materials: a practical guide”, *Materials Science*, 3-14 (2011).
48. Türker, Ö., “Pzt/polimer esaslı aktif titreşim kontrolüne uygun akıllı giriş tasarımı ve imalatı”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, 55-70 (2009).
49. Tressler, J. F., Alkoy, S., Newnham, R. E., “Piezoelectric sensors and sensor materials”, *Journal of Electroceramics*, 2:(4), 257-272 (1998).
50. Tang, S., Stylios, G., “An overview of smart technologies for clothing design and engineering”, *International Journal of Clothing Science and Technology*, 18:(2), 108-128 (2006).
51. Tüylek, Z., “Sağlık alanında kullanılan akıllı polimerler”, *İnönü Üniversitesi Sağlık Hizmetleri Meslek Yüksekokulu Dergisi*, 7:(1), 81-95 (2019).
52. Tuissi, A., Rondelli, G., Bassani, P., “Plasma arc melting and corrosion resistance of pure NiTi shape memory alloys”, *Shape Memory and Superelasticity*, 1:(1), 50-57 (2015).
53. Qader, İ. N., Kök, M., Dagdelen, F., Aydogdu, Y., “A review of smart materials: researches and applications”, *El-Cezeri Fen ve Mühendislik Dergisi*, 6:(3), 755-788 (2019).
54. Kalay, E., “Ni-Ti bazlı şekil hafızalı alaşımlarda termal yaşlandırma ve şekil hafıza etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Mersin Üniversitesi*, 70-85 (2019).
55. Kamila, S., “Introduction, classification and applications of smart materials: an overview”, *American Journal of Applied Sciences*, 10:(8), 876-880 (2013).
56. Kaya, I., Karaca, H. E., Nagasako, M., Kainuma, R., “Effects of aging temperature and aging time on the mechanism of martensitic transformation in nickel-rich NiTi shape memory alloys”, *Materials Characterization*, 159, 1-7 (2020).
57. Kapoor, D., “Nitinol for medical applications: a brief introduction to the properties and processing of nickel titanium shape memory alloy”, *Johnson Matthey Technology Review*, 61:(1), 66-76 (2017).

58. Korkmaz, Z., “Mems teknikleri kullanarak esnek piezoelektrik dokunsal algılayıcı dizini üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Hacettepe Üniversitesi*, 25-40 (2010).
59. Kamal, M., Gouda, E., “Electrical and mechanical properties of liquid rapidly quenched Cu-Al-Ni shape memory alloys”, *Radiation effects and defects in solids*, 163:(3), 237-240 (2008).
60. Kaynak, Y., “Machining and phase transformation response of room-temperature austenitic NiTi shape memory alloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23:(9), 3354-3360 (2014).
61. Kaynak, Y., Karaca, H. E., Noebe, R. D., Jawahir, I. S., “The effect of active phase of the work material on machining performance of a NiTi shape memory alloy”, *Metallurgy and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 46: (6), 2625-2636 (2015).
62. Kaynak, Y., Karaca, H. E., Jawahir, I. S., “Cutting speed dependent microstructure and transformation behavior of NiTi alloy in dry and cryogenic machining”, *Journal of Materials and Performance*, 24:(1), 452-460 (2015).
63. Kulkarni, V. N., Gaitonde, V. N., Hadimani, V., Ailholi, V., “Analysis of wire EDM process parameters in machining of NiTi superelastic alloy”, *Materials Today: Proceedings*, 5:(9), 19303-19312 (2018).
64. Gautam, P., Valiathan, A., “Bio-smart dentistry: stepping into the future”, *Trends in Biomaterials and Artificial Organs*, 21:(2), 94-97 (2008).
65. Annamdas, V. G. M., Annamdas, K. K., “Active and passive interaction mechanisms of smart materials for health monitoring of engineering structures: A review”, *Procedia of SPIE*, 1-11 (2009).
66. Gurka, M., “Active hybrid structures made of shape memory alloys and fiber-reinforced composites”, *Multifunctionality of Polymer Composites: Challenges and New Solutions*, 727-751 (2015).
67. Fairweather, J., “Designing with active materials: An impedance-based approach”, *Rensselaer Polytechnic Institute*, 105-125 (1998).
68. Sarıgül, T., “Bu malzemelerin hafızası var”, *TÜBİTAK Bilim Genç*, 1-10 (2015).
69. Shamimi, A., Ahmadi, B. A., Stebner, A., Duerig, T., “The effect of low temperature aging and the evolution of R-Phase in Ni-rich NiTi”, *Shape Memory and Superelasticity*, 4:(4), 417-427 (2018).

70. Sharma, P., "Vibration analysis of functionally graded piezoelectric actuators", *Springer*, 52-60 (2019).
71. Sun, L., Huang, W., "Nature of the multistage transformation in shape memory alloys upon heating", *Metal Science and Heat Treatment*, 51:(11-12), 573-578 (2009).
72. Sevgi, H. E., "Piezoelektrik yamalı katmanlı kompozit bir kirişin titreşim analizi ve kontrolü", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, 40-52 (2009).
73. Safranski, D., "Introduction to shape-memory polymers", *Shape-Memory Polymer Device Design*, 1-22 (2017).
74. Segreto, T., Caggiano, A., Teti, R., "Neuro-fuzzy system implementation in multiple sensor monitoring for Ni-Ti alloy machinability evaluation", *Procedia CIRP*, 37, 193-198 (2015).
75. Bellini, A., Dragoni, E., Colli, M., "Mechatronic design of a shape memory alloy actuator for automotive tumble flaps: a case study", *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 56:(7), 2644-2656 (2009).
76. Bayramol, D. V., "Piezoelektrik akıllı malzemeler ve tekstilde kullanımları", *Tekstil Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 8:(3), 61-67 (2014).
77. Behl, M., Lendlein, A., "Shape-memory polymers", *Materials Today*, 10:(4), 20-28 (2007).
78. Buschow, K. H. J., Boer, F.R., "Physics of magnetism and magnetic materials", *Springer US*, 25-32 (2003).
79. Borboni, A., "Meso-to micro actuators: a theoretical and practical approach", *CRC Press*, 40-47 (2008).
80. Hartl, D., Lagoudas, D., "Aerospace applications of shape memory alloys", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, 221:(4), 535-552 (2007).
81. Hodgson, D. E., "Shape memory alloys", *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials ASM Handbook Committee*, 2, 897-902 (1990).

82. Liu, H., Zhong, J., Lee, C., Lee, S. W., Lin, L., “A comprehensive review on piezoelectric energy harvesting technology: Materials, mechanisms, and applications”, *Applied Physics Reviews*, 5: (4), 041306 (2018).
83. Hempstead, C., Worthington, W. E., “Encyclopedia of 20<sup>th</sup>-century technology”, *Routledge*, 90-105 (2004).
84. Hu, J., “Shape memory polymers and textiles”, *Woodhead in association with the Textile Institute*, 345-350 (2007).
85. Huang, H., “A study of high-speed milling characteristics of nitinol”, *Materials and Manufacturing Processes*, 19:(2), 159-175 (2004).
86. Dai, K., Ning, C., “Shape memory alloys and their medical applications”, *Biomechanics and Biomaterials in Orthopedics Second Edition*, 187-195 (2016).
87. Drossel, W., Kunze, H., Bucht, A., Weisheit, L., Pagel, K., “Smart3- smart materials for applications”, *Procedia CIRP*, 36, 211-216 (2015).
88. Dilibal, S., “Nikel-titanyum şekil bellekli alaşımların süperelastik davranışına ısı işlemin etkisi”, *Politeknik Dergisi*, 20:(3), 623-627 (2017).
89. Drossel, W., Kunze, H., Bucht, A., Meinel, F., “Smart materials for smart production – a cross-disciplinary innovation network in the field of smart materials”, *Procedia Manufacturing*, 21, 197-204 (2018).
90. Dapino, M., “On magnetostrictive materials and their use in adaptive structures”, *Structural Engineering and Mechanics*, 17:(3-4), 1-5 (2002).
91. Dapino, M., “On magnetostrictive materials and their use in adaptive structures”, *Structural Engineering and Mechanics*, 17:(4), 17-21 (2004).
92. Daneshmand, S., Kahrizi, E. F., Lotfineyestanak, A. A., “Optimization of electrical discharge machining parameters for NiTi shape memory alloy by using the Taguchi method”, *Journal of Marine Science and Technology*, 22:(4), 506-512 (2014).
93. Miyazaki, S., Mizukoshi, K., Ueki, T., Sakuma, T., Liu, Y., “Fatigue life of Ti-50 at.% Ni and Ti-40Ni-10Cu (at.%) shape memory alloy wires”, *Materials Science and Engineering A*, 273-275 (1999).

94. Menna, C., Auricchio, F., Asprone, D., “Applications of Shape Memory Alloys in Structural Engineering”, *Shape Memory Alloy Engineering*, 369-403 (2015).
95. Morris, D., Morris, M., “NiTi intermetallic by mixing, milling and interdiffusing elemental components”, *Materials Science and Engineering A*, 139-149 (1989).
96. Jani, J. M., Leary, M., Subic, A., Hibson, M. A., “A review of shape memory alloy research, applications and opportunities”, *Materials and Design*, 56, 1078-1113 (2014).
97. Mihalcz, I., “Fundamental characteristics and design method for nickel-titanium shape memory alloy”, *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 45:(1), 75-86 (2001).
98. Machado, L., Savi, M., “Medical applications of shape memory alloys”, *Brazilian Journal of Medical and Biological Research*, 36:(6), 683-691 (2003).
99. Matsumoto, O., Miyazaki, S., Otsuka, K., Tamura, H., “Crystallography of martensitic transformation in TiNi single crystals”, *Acta Metallurgica*, 35:(8), 2137-2144 (1987).
100. Miyazaki, S., Otsuka, K. “Deformation and transition behavior associated with the R-phase in Ti-Ni alloys”, *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, 17 A:(1), 53-63 (1986).
101. Mahtabi, M. J., Shamsaei, N., Rutherford, B., “Mean strain effects on the fatigue behavior of superelastic nitinol alloys: an experimental investigation”, *Procedia Engineering*, 133, 646-654 (2015).
102. Mohamed, H., Mahmud, A. S., Nashrudin, M. N., Razali, M. F., “Effect of ageing temperatures on pseudoelasticity of Ni-rich NiTi shape memory alloy”, *3rd International Conference on the Science and Engineering of Materials*, 1958, 020008-1-6 (2017).
103. Erdoğan, H. O., “NiTi şekil bellek alaşımların süperelastik özelliklerinin termomekanik işlemler ile iyileştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Hacettepe Üniversitesi*, 18-22 (2015).
104. Tanzi, M. C., Fare, S., Candiani, G., “Foundations of biomaterials engineering”, Academic Press, 260-264 (2019).
105. Ahadi, A., Sun, Q., “Grain size dependence of fracture toughness and crack-growth resistance of superelastic NiTi”, *Scripta Materialia*, 113, 171-175 (2016).

106. Frenzel, J., Zhang, Z., Somsen, C., Neuking, K., Eggeler, G., “Influence of carbon on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys”, *Acta Materialia*, 55, 1331-1341 (2007).
107. Luo, J., He, J., Wan, X., Dong, T., Cui, Y., “Fracture properties of polycrystalline NiTi shape memory alloy”, *Materials Science & Engineering A*, 653, 122-128 (2016).
108. Khanlari, K., Ramezani, M., Kelly, P., Hayat, M., Cao, P., Neitzert, T., “Effect of open atmosphere solutionizing treatment on the microstructural and mechanical properties of porous 60NiTi parts”, *Key Engineering Materials*, 770, 87-94 (2018).
109. Reddy, B. N. K., “Aging time correlation for near-equiatomic NiTi thin films deposited through direct current magnetron sputtering”, *Result in Physics*, 17, 103075 (2020).
110. Chekotu, J. C., Groarke, R., O’Toole, K., Brabazon, D., “Advances in selective laser melting of nitinol shape memory alloy part production”, *MDPI Journals*, 12, 809 (2019).

## **ÖZGEÇMİŞ**

Sedat GÜVEN 1995 yılında İstanbul'da doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. Lise eğitimini Kartal Endüstri Meslek Lisesi Makine Teknolojisi Bölümü Makine Ressamlığı alanında (2013), önlisans eğitimini Kastamonu Üniversitesi Meslek Yüksekokulu Makine Bölümü'nde (2015) ve lisans eğitimini Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde (2018) tamamladı. 2018 yılında Safranbolu Halk Eğitimi Merkezi'nde usta öğretici olarak çalışmaya başladı ve halen aynı yerde Teknik Resim, Bilgisayar Destekli 2 Boyutlu ve 3 Boyutlu Tasarım gibi çeşitli derslerin eğitiminde görev alarak çalışmaya devam etmektedir.

## **İLETİŞİM BİLGİLERİ**

E-posta : sedattguven@gmail.com